CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

RECUBRIMIENTO SUPERFICIAL POR SOLDADURA DISMINUYENDO EL CALOR DE ENTRADA: IMPLEMENTACIÓN DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE CON BAJO APORTE TÉRMICO

POR

JONATAN ULISES VIDAURRI ZERTUCHE.

MONOGRAFÍA

EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL

SALTILLO, COAHUILA; A 30 DE NOVIEMBRE 2011.

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

RECUBRIMIENTO SUPERFICIAL POR SOLDADURA DISMINUYENDO EL CALOR DE ENTRADA: IMPLEMENTACIÓN DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE CON BAJO APORTE TÉRMICO

POR

JONATAN ULISES VIDAURRI ZERTUCHE.

MONOGRAFÍA

EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL

SALTILLO, COAHUILA; A 30 DE NOVIEMBRE 2011.

ÍNDICE GENERAL

Resumen

Capítulo 1 Introducción

1.1 Antecedentes 1

1.2 Objetivo general 2

1.2.1 Objetivos específicos 2

1.3 Justificación 3

1.4 Planteamiento del problema 4

1.5 Aportación tecnológica 5

1.6 Alcance 5

Capítulo 2 Marco teórico

2.1 Características y aplicaciones para un acero AISI 4140 6

2.1.1 Composición química y la influencia de los elementos de aleación 7

2.1.2 Influencia de los elementos de aleación 7

2.1.3 Aceros equivalentes 8

2.1.4 Propiedades físicas y químicas del acero AISI 4140 9

2.1.5 Mecanismos de desgaste presente en los metales 11

2.1.5.1 Mecanismos de desgaste 11

2.1.5.1.1 Desgaste por abrasión 11

2.1.5.1.2 Abrasión penetrante 12

2.1.5.1.3 Abrasión pulverizante 12

2.1.5.1.4 Abrasión por erosión 13

2.1.5.1.5 Desgaste Adhesivo 14

2.1.5.1.6 Desgaste por impacto 14

2.1.6 Protección contra el desgaste 15

2.1.7 Procesos de soldadura para el recubrimiento y recuperación de piezas 16

2.1.8 Soldabilidad 17

2.1.9 Control de la dilución 18

2.2 Procesos de soldadura 19

2.2.1 Procesos de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW) 20

2.2.2 Proceso de soldadura de arco de metal y gas (GMAW) 21
2.2.3 Consumibles de soldadura o material de aporte 26
2.3 Calor de entrada 27
2.3.1 Calor de entrada en el proceso de GTAW 28
2.3.2 Calor de entrada en el proceso GMAW 30
2.4 Parámetros del proceso 39
2.4.1 Amperaje.....40
2.4.2 Voltaje 41
2.4.3 Velocidad de avance en la soldadura 42
2.5 Efecto de los parámetros de soldadura en la microestructura y las propiedades mecánicas.....44
2.5.1 Efecto de los parámetros de soldadura por el proceso GTAW 44
2.5.1.1 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en la microestructura, apariencia y geometría del cordón 44
2.5.1.2 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en las propiedades mecánicas 48
2.5.2 Efecto de los parámetros de soldadura por el proceso GMAW 54
2.5.2.1 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en la microestructura, apariencia y geometría del cordón 54
2.5.2.2 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en las propiedades mecánicas 64
Capítulo 3 Discusión y análisis de bibliografía 74
Capítulo 4 Conclusiones 78
Referencias Bibliográficas 80
Listado de Figuras 86
Listado de Tablas.....88
Resumen autobiográfico 89

Resumen

A partir de la introducción de los aceros bajo carbono y de baja aleación para matrices y punzones, es necesario estudiar el comportamiento mecánico y metalúrgico de estos materiales durante la practicas de soldadura convencionales para la reparación por medio de recubrimiento superficial del mismo, esta monografía está enfocada al proceso de reparación disminuyendo el calor de entrada para poder así aumentar la vida útil del mismo.

Los aceros de bajo carbono y baja aleación como lo es el AISI 4140 al ser sometidos al proceso de soldadura, pueden sufrir diferentes cambios en su microestructura, así como en las propiedades mecánicas que modifican principalmente la zona afectada por el calor. Por eso es importante seleccionar los parámetros adecuados y proporcionar una buena dilución y aumentar las propiedades adecuadas para aumentar la resistencia al desgaste.

En el presente documento se hace una recopilación de información acerca del acero, sus propiedades mecánicas, los mecanismos de desgaste presentes en el acero aplicado a matrices y punzones, así como dos procesos de soldadura utilizados para la reparación de este material, sus parámetros, la relación que tiene el calor de entrada con las propiedades mecánicas (dureza, impacto, fatiga y resistencia al desgaste, etc) su microestructura y apariencia (geometría del cordón, porosidad, etc).

De manera general se puede decir que para aquellos recubrimientos con bajos niveles de calor de entrada se obtuvieron recubrimientos con buena adherencia, apariencia exterior, baja dilución, libres de grietas y porosidades así también se puede evitar que haya menor dilución y que disminuya la resistencia en la soldadura, aunado a lo anterior se puede evitar que haya un

engrosamiento de grano, segundas fases presentes y una ZAC grande. Conforme se aumenta el calor de entrada tiende a engrosar las dendritas y en las generadas con el proceso podemos encontrar martensita así como carburos de tipo M_6C_3. La dureza de los recubrimientos es mucho mayor que el sustrato cuando hay valores de calor de entrada menores. La resistencia al desgaste de las capas de aleación fue mucho mayor que las del sustrato a menor carga.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

El acero AISI 4140 ha sido utilizado en un gran número de aplicaciones en la fabricación de maquinaria, matrices o punzones con durezas entre 29 y 34 Rockwell C (HRC). Ya que este acero de baja aleación es económico comparado con los aceros de media y alta aleación, posee además una alta resistencia a la tensión combinada con una buena tenacidad. Sin embargo su resistencia a la corrosión y al desgaste es muy pobre, sobre todo cuando es sometido a ambientes de trabajo agresivos.

Debido a esta limitante de las propiedades de resistencia al desgate se ha implementado una aplicación superficial de un recubrimiento o recubrimiento aplicado por soldadura, spray térmico o un proceso similar de una o varias capas, cordones o puntos de un material generalmente duro, resistente a uno o varios tipos de desgaste, sobre un componente metálico. Los recubrimientos duros son aplicados con el objetivo de mejorar la resistencia al desgaste de una pieza o componente y para extender su vida de servicio. Son empleados principalmente en operaciones de reparación y reconstrucción para evitar así el costoso reemplazo de la pieza.

1.2 Objetivo general

El principal objetivo es estudiar y analizar la literatura que existe referente al tema de la soldadura superficial con bajo aporte térmico de recubrimientos resistentes a la corrosión y al desgaste en aceros aleados 4140.

1.2.1 Objetivos específicos

- Recopilar información en el tema de recubrimiento superficial por soldadura aplicado a aceros aleado 4140.

- Analizar la información sobre la influencia del calor de entrada en la microestructura de las capas de superficie soldadura.

- Estudiar el impacto en las características de las zonas fusión y afectada por el calor, de los parámetros de proceso

- Definir los métodos de disminución de calor de entrada para los siguientes procesos: soldadura por arco de tungsteno *y* gas (GTAW por sus siglas en ingles Gas Tungsten Arc Welding) y Soldadura por Arco de Metal y Gas - tubular (GMAW por sus siglas en ingles Gas Metal Arc Welding - flux cored).

- Analizar y discutir la información técnica científica.

1.3 Justificación

La determinación del proceso de soldadura apropiado, así como el efecto de la disminución del calor de entrada sobre la microestructura de estos aceros, es de vital importancia ya que son extensamente usados para piezas y equipos en la industria química, petroquímica, del petróleo y gas. Así como en la industria automotriz en el cual son usados para la fabricación de cigüeñales, brazos de ejes, bielas, pernos, ejes de contra marcha, ejes de bombas, engranes, matrices y punzones. Cuando se lleva a cabo un proceso de soldadura, existen cambios micros estructurales, causando un crecimiento excesivo de grano y la formación de Martensita que determinan, en gran medida, las propiedades mecánicas en la unión soldada y afectan el desempeño del producto final.

Por lo anterior, este proyecto tiene la finalidad de estudiar a fondo los parámetros involucrados en la soldadura superficial con disminución de calor de entrada de recubrimientos resistentes a la corrosión y al desgaste en aceros aleados 4140 por los procesos de soldadura por arco (GTAW y GMAW - flux cored), enfatizándose en aquellas con mayor aplicación en la industria petroquímica, química y automotriz. Con el fin de aumentar sus propiedades, tanto en resistencia a la corrosión como al desgate.

1.4 Planteamiento del problema

El caso que se ocupa en este trabajo trata de los parámetros adecuados para la soldadura superficial con disminución de calor de entrada de recubrimientos resistentes a la corrosión y al desgaste en aceros aleados 4140. Esto se debe, en primer lugar a la complejidad y las altas exigencias que se requieren en los procesos de soldadura.

Ya que este proceso puede aumentar sus propiedades como la resistencia al desgate y así no perjudicar en la microestructura y en las propiedades del acero. A esto se le suma, que en muchas ocasiones puede afectarse el cumplimiento de una pieza a causa de un defecto, y en esos momentos es fundamental tener a mano una solución factible a aplicar para soldar o recuperar el funcionamiento de estos materiales.

Teniendo en consideración lo anteriormente planteado, no quedan dudas de la importancia de aumentar conocimientos y experiencias dentro del tema de recubrimiento superficial soldado. Este trabajo es un primer paso para alcanzar dicha meta. En este trabajo se busca obtener información bibliográfica que permita crear una base de información con vistas a enfrentar la problemática de los defectos producidos por los diferentes ambientes al que están expuestos dichos materiales.

1.5 Aportación

El presente trabajo busca concentrar información que permite mostrar las características de los aceros AISI 4140 con recubrimiento superficial por soldadura, para aumentar la resistencia al desgate, usando técnicas de bajo aporte térmico por los procesos GTAW y GMAW - flux cored con diferentes metales de aporte y mostrando las transformaciones de fase adquiridas en este proceso. De tal forma, que esta monografía sirva de consulta para futuros proyectos o investigaciones.

1.6 Alcance

El alcance de este trabajo consiste en el análisis del estado del arte del conocimiento en la temática del recubrimiento superficial soldado en aceros aleados 4140 y el efecto de la disminución del calor de entrada en la microestructura, así como las propiedades de recubrimiento mediante el uso de procesos de arco (GTAW y GMAW - flux cored).

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

Los aceros al Cromo-Molibdeno (Cr-Mo) son muy importantes ya que constituye una gran categoría en los materiales ferrosos, los cuales presentan propiedades mecánicas superior a los aceros al carbono, esto se debe al resultado de la adición de algunos elementos de aleación, tales como el níquel, cromo y molibdeno. El contenido total de las aleaciones puede variar entre 2.07% a niveles ligeramente inferiores al de los aceros inoxidables, que contengan un mínimo de 10% Cromo. Para muchos aceros de baja aleación, la primera función de los elementos de aleación es incrementar la dureza con el fin de optimizar las propiedades mecánicas y la resistencia después del tratamiento térmico. Sin embargo, en algunos casos la adición de aleación es usada para reducir la degradación ambiental bajo ciertas condiciones específicas de servicio [1].

2.1 Características y aplicaciones para un acero AISI 4140

Estos aceros de cromo-molibdeno, con contenido medio de carbono poseen alta dureza, buena resistencia a la fatiga, abrasión y al impacto.

También pueden obtener una máxima resistencia al desgaste al ser sometidos al proceso de nitruración. Estas aleaciones también se pueden endurecer para un trabajo duro que se caracteriza por fatiga, impacto, esfuerzos a altas temperaturas tanto en pequeñas como en grandes secciones.

Cuando son completamente endurecidos, sobresalen sus propiedades primarias que son fuertes al impacto, con alta dureza y fuerza de tensión. Este material se emplea en la fabricación de engranes, levas, piñones, tornillos, eslabones, etc [2].

2.1.1 Composición química y la influencia de los elementos de aleación

Para designar este tipo de aceros es habitual emplear la denominación de AISI (*American Iron and Steel Institute por sus siglas en ingles)* y SAE (*Sociedad de Ingenieros Automotrices por sus siglas en ingles*) que coincide con la norma A320 (4140) ASTM.

La tabla 2.1 recoge las composiciones del acero de baja aleación:

Tabla 2.1 Composición típica del acero baja aleación al cromo-molibdeno (% en peso) [1]

AISI	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
4140	0.38-0.43	0.75-1.10	0.035	0.040	0.15-0.30	0.80-1.10	0.15-0.25

2.1.2 Influencia en los elementos de aleación

a) Cromo

Es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados, usándose indistintamente en los aceros de construcción, para herramientas, inoxidables y de resistencia en caliente. Se añade generalmente al acero para aumentar la resistencia a la oxidación y la corrosión, para aumentar la templabilidad, para mejorar la resistencia a alta

temperatura, o para mejorar la resistencia a la abrasión en las composiciones de alto contenido de carbono.

b) Molibdeno

El molibdeno se agrega a los aceros de construcción en las cantidades normales de 0.10 a 1.00%. Mejora notablemente la resistencia a la fluencia en los aceros de baja aleación a temperaturas elevadas, e induce al endurecimiento secundario durante el revenido en aceros templados. El molibdeno aumenta también la resistencia de los aceros en caliente, por otra parte se disuelve en la ferrita, pero tiene una fuerte tendencia a formar carburos. Es un potente estabilizador de los carburos complejos y tiende a retardar el ablandamiento de los aceros durante el revenido. [1]

2.1.3 Aceros equivalentes al 4140

La tabla 2.2 de referencias la norma SAE del acero de baja aleación cromo-molibdeno con especificaciones establecidas por los organismos de normalización de Alemania, Japón, Reino unido, Francia, Italia y Suecia.

Tabla 2.2 Normas equivalentes del acero baja aleación cromo-molibdeno [1, 2, 3]

Estados Unidos	Alemania	Japón	Reino Unido	Francia	Italia	Suecia
SAE	**DIN**	**JIS**	**BS**	**AFNOR**	**UNI**	**SS**
4140	1.3563	SCM4H	708A42	40CD4	40CrMo4	2244
ASTM	1.7223	SCM4	708M40	42CD4	G40CrMo4	
A322	1.7225	G4052	709M40	42CDTS	38CrMo4KB	
A505	1.7227	G4103	711M40		42CrMo4	

2.1.4 Propiedades físicas y mecánicas del acero AISI 4140

a) Propiedades físicas del acero AISI 4140

Tabla 2.3 Coeficiente promedio de expansión térmica para un acero AISI 4140 [4]

Rango de temperatura		Coeficiente	
°C	**°F**	**µm/m(k)**	**µin/in(°F)**
20-100	68-212	12.2	6.8
20-200	68-390	12.6	7
20-400	68-750	13.7	7.6
20-600	68-1110	14.6	8.1

Tabla 2.4 Resistividad eléctrica y conductividad térmica para un acero AISI 4140 [4]

Rango de temperatura		Resistividad eléctrica	Conductividad térmica	
°C	**°F**	**µΩ(m)**	**W/m(K)**	**Btu/ft(h)(°F)**
100	212	0.263	42.6	24.6
200	390	0.326	42.2	24.4
400	750	0.475	37.7	21.8
600	1110	0.646	33	19.1

Tabla 2.5 Calor específico aparente para un acero AISI 4140 [4]

Rango de temperatura		Calor especifico	
°C	**°F**	**J/kg°K**	**Btu/lb°F**
150-200	300-390	473	0.113
350-400	660-750	519	0.124
550-600	1020-1110	561	0.134

Tabla 2.6 Temperaturas de tratamiento térmico para un acero AISI 4140 [4]

Medio de temple: aceite		
Tratamiento	**Rango de temperatura**	
	°C	**°F**
Forjado	1205-980	2200-1800
Recocido (a)	815-870	1500-1600
Normalizado (b)	845-900	1550-1650
Endurecido	830-855	1525-1575
Revenido	(c)	(c)
(a) Máxima dureza de 197 HB		
(b) Dureza aproximadamente de 311 HB		
(c) Dureza deseada		

Tabla 2.7 Puntos críticos aproximados para el acero AISI 4140 [4]

Punto de transformación	Temperatura	
	°c	°F
Ac1	730	1350
Ac3	805	1480
Ar3	745	1370
Ar1	680	1255
Ms	315	595

b) Propiedades mecánicas del acero AISI 4140

Tabla 2.8 Dureza y maquinabilidad para un acero AISI 4140 [4]

Condición	Rango de dureza HB	Velocidad promedio de maquinabilidad (a)
Recocido o estirado en frio	187-229	65
(a) Basado sobre un acero AISI 1212 al 100% promedio de maquinabilidad		

Tabla 2.9 Propiedades mecánicas del acero AISI 4140 [4]

Condición de tratamiento	Esfuerzo de tensión		Esfuerzo de cedencia		Elongación	Reducción de área	Dureza	Energía de impacto Izod	
	Mpa	ksi	Mpa	Ksi	%	%	HB	J	ft(lb)
Normalizado a 870 °C (1600 °F)	1020	148	655	95	17.7	47	302	23	17
Recocido a 815 °C (1500 °F)	655	95	420	61	25.7	57	197	54	40

2.1.5 Mecanismos de desgaste presente en metales

El desgaste puede definirse como el deterioro de la superficie debido al contacto físico dinámico entre dos superficies, ocurre en una amplia variedad de operaciones y en algunas industrias es muy elevado el gasto anual por concepto de reposición de piezas desgastadas.
El desgaste afecta a toda una variedad de condiciones, tales como tipo y modo de la carga, velocidad, cantidad y tipo de lubricante, temperatura, dureza, acabado de la superficie, presencia de materiales extraños y naturaleza química del medio. Así como las condiciones varían en cada aplicación, también lo hacen las correspondientes manifestaciones de desgaste.

El desgaste puede ser destructivo o normal; pero aun cuando sea normal puede ser más severo de lo deseable, debido a la frecuencia con que tengan que reponerse esas partes. El desgaste no ocasiona fallas violentas, pero trae como consecuencias: reducción de la eficiencia de operación, pérdidas de potencia por fricción, incremento del consumo de lubricantes, eventualmente conduce al reemplazo de componentes desgastados y a la obsolescencia de las máquinas en su conjunto [5].

2.1.5.1 Mecanismos de desgaste

El desgaste son los desprendimientos de materiales en componentes mecánicos pueden variar notablemente, de muy intenso a despreciable. En cualquier caso, ello puede significar una pérdida de eficiencia y/o la inutilidad completa del sistema.

2.1.5.1.1 Desgaste por abrasión

Este desgaste es producido por partículas abrasivas que se deslizan sobre la superficie metálica produciendo desgaste superficial del material y ralladuras profundas. El grado de abrasión depende de la forma, dureza y tamaño de los

granos y partículas abrasivas [5]. Otros factores determinantes que afectan el desgaste abrasivo incluyen la temperatura, las cargas ejercidas por la partícula sobre la superficie de trabajo, la concentración de partículas abrasivas, el ángulo de incidencia de éstas sobre la superficie y la velocidad relativa entre las partículas y la superficie. Ver figura 2.1 [6].

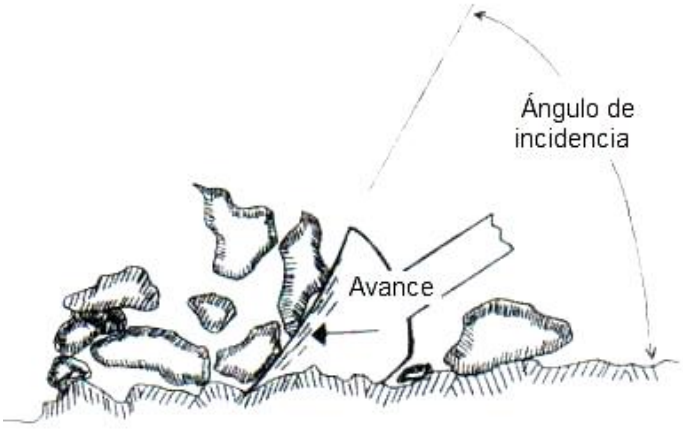


Figura 2.1 Ángulo de incidencia de partículas abrasivas [6]

2.1.5.1.2 Abrasión penetrante

Este tipo de desgaste se caracteriza por altos esfuerzos (generalmente causados por impacto) y da como resultado un considerable micro deformación de la superficie. Otra característica importante es que como el abrasivo suele tener buen apoyo, su acción penetrante puede compararse a la de una herramienta de corte.

2.1.5.1.3 Abrasión pulverizante (o de alto esfuerzo)

Este tipo de abrasión ocurre cuando dos superficies de desgaste se frotan entre sí en un medio arenoso con suficiente fuerza para producir trituración en las partículas de mineral o en otros abrasivos atrapados entre las dos superficies. Las cargas normales sobre las superficies generalmente son bajas.

Sin embargo, como el área real de apoyo (los granos) es considerablemente inferior al área de aplicación de la carga, los esfuerzos sobre los granos individuales son excesivamente altos. Estos altos esfuerzos son capaces de ocasionar pequeñas grietas o fracturas en los constituyentes frágiles tales como los carburos grandes que pueden existir en la estructura de algunas aleaciones resistentes al desgaste. Los granos fragmentados, aparte de ser abrasivos, están afilados y pueden rayar el acero del tipo más duro. El deterioro ocurre entonces por rayado, por flujo plástico local y agrietamiento microscópico [5].

2.1.5.1.4 Abrasión por erosión (abrasión de bajo esfuerzo)

Los principales factores que ocasionan desgaste por erosión son la velocidad y el bajo impacto, donde partículas pequeñas son libremente deslizadas sobre la superficie de trabajo. Por lo común este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que éstas presentan. Normalmente este tipo de abrasión se presenta en superficies que se deslizan entre sí en medio de partículas que ejercen altas presiones sobre dichas superficies. Como se muestra en la figura 2.2 [6].

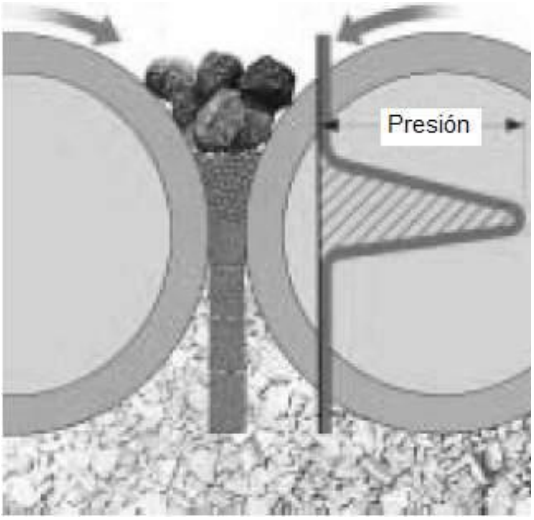


Figura 2.2 Desgaste de abrasión bajo esfuerzo [6]

2.1.5.1.5 Desgaste Adhesivo (Fricción)

Es la acción de dos metales que se desplazan el uno sobre el otro sin un material intermedio. Este tipo de desgaste se caracteriza por el "coeficiente de fricción relativa" (presión, estado superficial, velocidad relativa, medio, temperatura). También es llamado rayado, muesca o arañazo; el desgaste adhesivo resulta cuando hay deslizamiento de partes en contacto y si salientes microscópicas se unen por soldadura bajo presión a temperaturas locales muy altas (la pieza en conjunto no se calienta a esta temperatura). Ver Figura 2.3 [5].

Figura 2.3 Desgate por Fricción [5]

2.1.5.1.6 Desgaste por impacto

Los efectos de la acción local, por choque o por elevada compresión, de una masa dura sobre una superficie, se identifica como desgaste por impacto. Figura 2.4

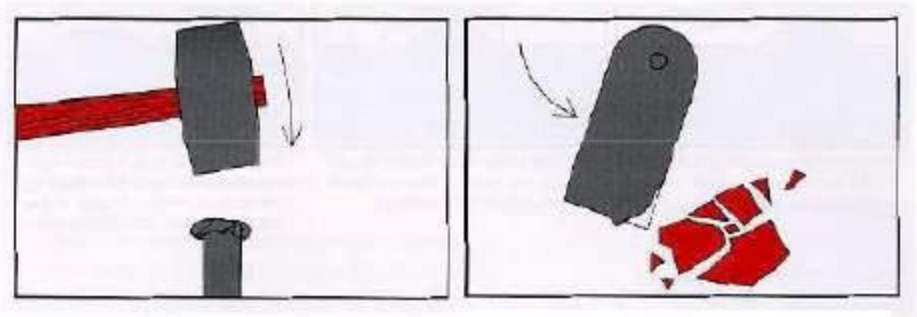


Figura 2.4 Desgaste por impacto [5]

El desgaste dependerá de la cadencia de los choques, de la velocidad de los mismos y del peso de la pieza. El principal factor a tener en cuenta, es el límite elástico. Si el límite elástico del material afectado, es superior al límite elástico unitario aplicado, se producirá únicamente deformación elástica y nunca permanente. Por el contrario, si el límite elástico es inferior, se producirá una deformación plástica permanente, homogénea y más o menos localizada, tendremos riesgos de fisuración [5].

2.1.6 Protección contra el Desgaste

El desgaste de las piezas metálicas puede ser definido como una pérdida gradual del metal ocurrida en un cierto tiempo y mediante algún mecanismo que actúa sobre esta. Cuando la pieza o una parte de la misma se deforma y desgasta de tal manera que no puede trabajar adecuadamente, debe ser reemplazada o reconstruida. Mientras que los resultados finales producidos por el desgaste son similares, las causas que los producen son diferentes, por lo tanto es esencial entender dichos mecanismos involucrados antes de realizar la selección del material de recargue a utilizar. El recargue anti desgasté en la capa superficial tiene por objeto, no solamente reconstituir la pieza usada, sino también aumentar su resistencia. El metal depositado es, entonces, diferente al metal base [7].

Estos recubrimientos se efectúan en:

a) En una pieza nueva, en las dimensiones deseadas para que, después de recubierta y trabajada, puedan obtenerse las dimensiones exigidas para la pieza (recargue preventivo).
b) En una pieza usada que se desea volver a poner en servicio, después de haberla revestido de un metal mejor capaz de resistir el desgaste posterior (recargue de reparación).

2.1.7 Procesos de soldadura para el recubrimiento y recuperación de piezas

El proceso de recubrimiento superficial donde una capa de material es depositado en un metal base o substrato para obtener propiedades o dimensiones deseadas. Este proceso se obtiene por una aplicación de soldadura, proyección térmica o soldadura fuerte. El recubrimiento superficial es usado para cumplir servicios requeridos tales como resistencia a la corrosión, resistencia al desgate, control dimensional y necesidades metalúrgicas. Este proceso superficial puede ser categorizado como recubrimiento de superficie, recubrimiento duro, recuperación y embarrado.

La mayoría de los procesos involucra la soldadura por fusión, donde el metal de recubrimiento y la superficie del metal base fundido, se unen y a continuación re solidifica para proporcionar una banda metalúrgicamente continúa [8].

Los procesos de soldadura más usados para la recuperación y recubrimiento de piezas son:

Tabla 2.10 Procesos y materiales de recubrimiento superficial más comunes [8]

Procesos	Modo de aplicación	Formas de metal superficial
SMAW	Manual	Electrodos cubiertos, electrodos de vaciado sólido y electrodo tubular
FCAW	Semiautomático o manual	Electrodo compuesto de funda de metal y polvo base
GMAW	Semiautomático o manual	Electrodo tubular y sólido desnudo
SAW	Automático	Varilla tubular sólido desnudo y tira
GTAW	Manual o automático	Polvo, alambre tubular y solido desnudo
PAW	Automático	Polvo y solido desnudo y alambre tubular

En la tabla 2.10 vemos los procesos de soldadura de arco por los cuales se aplican el recubrimiento superficial, así como sus modos de aplicación y las formas o características de los metales de aporte aplicables en esta técnica.

2.1.8 Soldabilidad

Por su parte la definición establecida por la AWS (*American Welding Society por sus siglas en inglés*) dice que: “es la capacidad de un material a ser soldado en condiciones de fabricación impuestas en un procedimiento específico, adecuadamente diseñado y para llevar satisfactoriamente en el servicio previsto”. De esta forma podemos decir que la soldabilidad de un acero depende en gran medida de su composición química, tanto por el contenido de carbono como de otros elementos de composición que actúan de manera análoga. Cuanto mayor sea el porcentaje en peso de carbono y otros elementos de composición mayor será la tendencia al aumento de templabilidad del acero y consecuentemente menor su soldabilidad.

Una forma práctica de evaluar la soldabilidad es por medio de un parámetro denominado carbono equivalente (CE), el cual se expresa en un número dado como % de peso, que vincula al carbono y otras elementos de aleación que inducen la templabilidad del acero.

La ecuación del carbono equivalente del Instituto Internacional de Soldadura (IIW) es la siguiente:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \text{(Ec. 1)}$$

Como podemos observar en la ecuación 1 el principal elemento que más afecta en la soldabilidad es el carbono. En combinación con otros elementos químicos, el carbono puede afectar el rango de temperatura de solidificación, dureza y el agrietamiento en frio en la estructura soldada de acero [9].

Con valores de CE (%), según la fórmula del IIW menores que a 0,45% tendríamos una muy buena soldabilidad del acero para diferentes y variadas

condiciones de soldadura y no se requiere tratamiento térmico. Cuando el CE es de entre 0,45 y 0,60% en peso, el agrietamiento en la soldadura es probable, y se recomienda generalmente un tratamiento de precalentamiento en el rango aproximado de 95 a 400 ° C (200 a 750 ° F). Cuando la CE de un acero es mayor que 0,60% en peso, hay una alta probabilidad de agrietamiento en la soldadura y que tanto el precalentamiento y los tratamientos posteriores a la soldadura del calor se requiere para obtener una soldadura razonable. [1]

2.1.9 Control de dilución

Probablemente la sencilla gran diferencia entre una junta de soldadura y deposito superficial es la dilución frecuentemente es más de un asunto de superficie. La Figura 2.5 ilustra la dilución; la ecuación en la figura muestra el porcentaje de dilución como una función de las cantidades del metal base fundido (B) y la superficie del metal añadido (A).

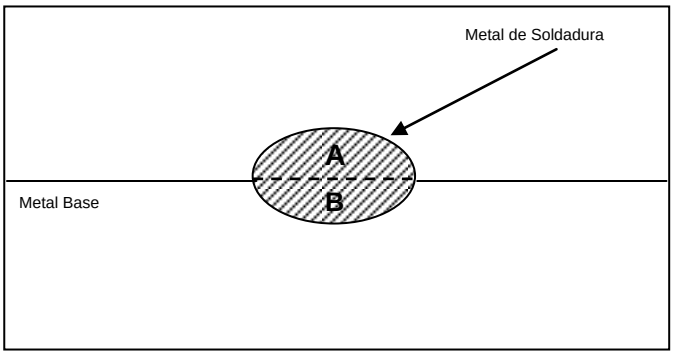


Figura 2.5 Dilución de metal de soldadura [8]

$$\% \text{ Dilucion} = \frac{A}{A+B} \times 100 \qquad \text{(Ec. 2)}$$

Para un punto de vista metalúrgico, la composición y las propiedades de superficie son fuertemente influenciadas por la dilución obtenida. Debido a esta influencia, la cantidad de dilución que será obtenida con cada uno de los procesos de soldadura debe ser adecuadamente considerado para seleccionar

la combinación del material de superficie y proceso de soldadura requeridos para cualquier aplicación en particular [8].

2.2 Procesos de soldadura

La soldadura es un proceso para la unión de dos metales por medio de calor y/o presión y se define como la liga metalúrgica entre los átomos del metal a unir y el metal de aporte.

La mayor parte de procesos de soldadura se pueden separar en dos categorías: soldadura por presión y soldadura por fusión, en la cual consiste en un proceso de unión que utiliza la fusión del metal base para realizar la soldadura. Los tres principales tipos de procesos de soldadura por fusión son los siguientes [10]:

1. Gas de soldadura:
Soldadura oxiacetilénica (OAW)
2. Soldadura por arco:
Soldadura por arco metálico (SMAW)
Soldadura por arco de gas tungsteno (GTAW)
Soldadura por arco de plasma (PAW)
Soldadura por arco de Metal y Gas (GMAW)
Soldadura por arco con núcleo fundente (FCAW)
Soldadura por arco sumergido (SAW)
Electroescoria de soldadura (ESW)
3. De alta energía de la soldadura de haz:
Soldadura por haz de electrones (EBW)
Soldadura por haz láser (BPN)

La cual en esta parte se hará referencia a dos de los procesos de soldadura por arco GTAW y GMAW.

2.2.1 Proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW)

El proceso ha recibido también los nombres de soldadura con electrodo no consumible y soldadura con tungsteno y gas inerte (TIG por sus siglas en inglés Tungsten Inert Gas), pero la terminología de la AWS para este proceso es soldadura por arco de tungsteno *y* gas (GTAW por sus siglas en ingles Gas Tungsten Arc Welding).

Algunas suministran potencia de DC a pulsos y AC de polaridad variable. Este proceso utiliza un arco de electrodo de tungsteno (no consumible) se ha aleado con cantidades pequeñas de elementos activos para aumentar su emisividad; con esto ha mejorado el encendido del arco, la estabilidad del arco y la durabilidad de los electrodos. Se han identificado mezclas de gases protectores (argón, helio, etc.) que mejoran el rendimiento de la soldadura y proporciona protección al electrodo, el charco de soldadura y el metal de soldadura en el proceso de solidificación de una contaminación por parte de la atmosfera. La adición del metal de aporte es opcional. Y si se requiere metal de aporte, este se alimenta al depósito desde una barra de aporte separada por el borde delantero del charco de soldadura para llenar la unión. Este proceso produce la unión por el calentamiento del arco entre un electrodo de tungsteno y la pieza de trabajo. Ver figura 2.6.

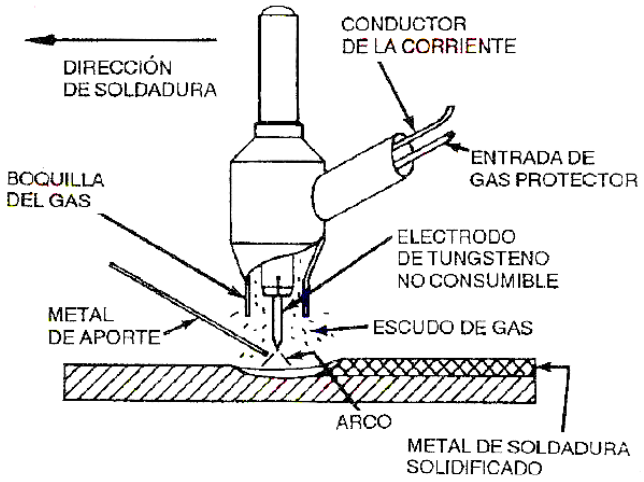


Figura 2.6 Soldadura por proceso TIG (GTAW) [11]

Debajo de la cubierta de gas protector, los metales que van a unirse pueden calentarse arriba de sus puntos de fusión para que el material de una pieza se una con la otra pieza; cuando se solidifica la zona fundida se produce la unificación. Debemos de mantener la punta del electrodo de tungsteno no consumible, como la punta de la barra de aporte por debajo de la cubierta de gas protector conforme avanza la soldadura.

2.2.2 Soldadura de arco de metal y gas (GMAW)

El Principio del proceso de arco de metal y gas (GMAW por sus siglas en ingles Gas Metal Arc Welding) o soldadura con gas y arco metálico, llamada MIG (por sus siglas en ingles Metal Inert Gas) este emplea un arco entre el electrodo continuo del metal de aporte y el charco de soldadura (Ver figura 2.7). El proceso es realizado bajo la protección de un gas suministrado externamente y sin aplicación de presión.

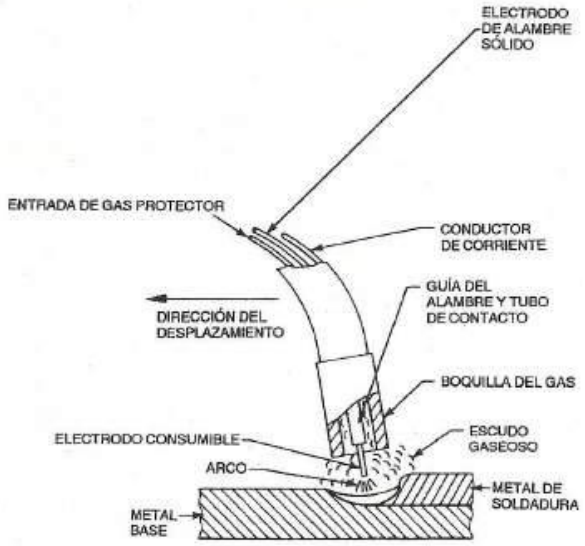


Figura 2.7 Soldadura por proceso MIG (GMAW) [11]

El gas protector, He, Ar, CO_2 o mezclas de ellos, sirve para la protección del metal fundido para que no reaccione con los componentes de la atmósfera. Aun cuando la protección con gas es eficaz para proteger el metal fundido de aire, se suelen emplear desoxidantes como aleaciones en los electrodos. La soldadura MIG puede utilizarse con todos los metales comerciales importantes,

como los aceros al carbono, de aleación, inoxidables, el aluminio, magnesio, cobre, hierro, titanio y zirconio. Por tanto, el dióxido de carbono o las mezclas de argón y oxígeno son adecuados para la protección del arco cuando van a soldarse aceros al bajo carbono y baja aleación; mientras que el gas inerte puro puede ser usado esencialmente para soldar aceros de alta aleación. La soldadura es semiautomática con una pistola manual, en la cual se alimenta el electrodo en forma automática, o puede utilizarse equipo automático **[11]**.

El metal fundido en la punta del electrodo puede ser transferido al baño de fusión de tres modos básicos de transferencia: globulares, por aerosol, y en cortocircuito.

- Transferencia globular: las gotas de metal mayores que el diámetro del electrodo viajan a través del arco bajo la influencia de la gravedad. La transferencia globular a menudo no es uniforme y produce salpicaduras. En la soldadura relativamente de poca intensidad la transferencia globular se produce independientemente del tipo de gas de protección **[11]**. Ver figura 2.8

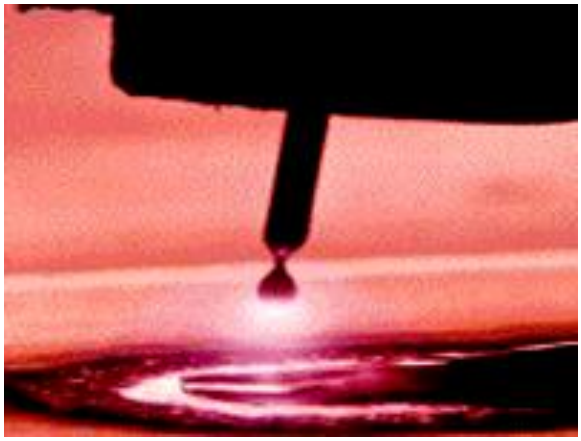


Figura 2.8 Transferencia globular ocurre a más altos amperajes que el corto circuito [12]

- Transferencia por spray: las pequeñas gotas de metal viajan a través del arco bajo la influencia de la fuerza electromagnética con una frecuencia y velocidad mucho más alta que en el modo globulares. La transferencia del metal es mucho más estable y libre de salpicaduras. Ver figura 2.9

Figura 2.9 Transferencia por aspersión o spray característico por un zumbido y un como de proyección muy luminoso [12]

- Transferencia de corto circuito: El metal fundido en la punta del electrodo se transfieren desde el electrodo al baño de fusión cuando se toca la superficie del charco de soldadura, es decir, cuando se produce un cortocircuito [11]. Ver figura 2.10

Figura 2.10 Transferencia de corto circuito generalmente se emplea en rangos bajos de amperaje y alambre de diámetro pequeño [12]

- Transferencia por arco pulsado: En esta tipo de transferencia, se combina la superposición de dos corrientes, una ininterrumpida y de débil intensidad (llamada base) cuyo objetivo es proporcionar al micro alambré la energía calorífica para mantener el arco encendido y otra constituida por una sucesión de pulsaciones a una determinada presencia, (Figura 2.11). cada pulsación eleva la intensidad a un valor suficiente que hace fundir una gota del mismo diámetro que el diámetro del micro alambré que se está utilizando. Esta gota se desprende antes de que el extremo del micro alambré llegue a hacer contacto con el material base, como consecuencia de las fuerzas internas que actúan. De esta manera se elimina en su totalidad las proyecciones, tan características de otros tipos de transferencia [12].

Figura 2.11 Transferencia por arco pulsado [12]

- Transferencia de metal frio (cold metal transfer): En este proceso incorpora un arco corto, con una nueva técnica, para desprender las gotas de metal de aporte, la cual logra transferir el metal con una muy baja intensidad de calor en comparación a otros procesos convencionales. El desprendimiento de la gota de metal es logrado con la ayuda de la energía que se produce en cada corto circuito y está asociada al alto flujo de corriente, ya que por primera vez el movimiento

del alambre es incorporado y controlado en el proceso, logrando el desprendimiento de la gota de metal cuando la corriente está cercana a cero, debido al movimiento hacia atrás del alambre que ayuda al desprendimiento de la gota. (Ver figura 2.12) [13].

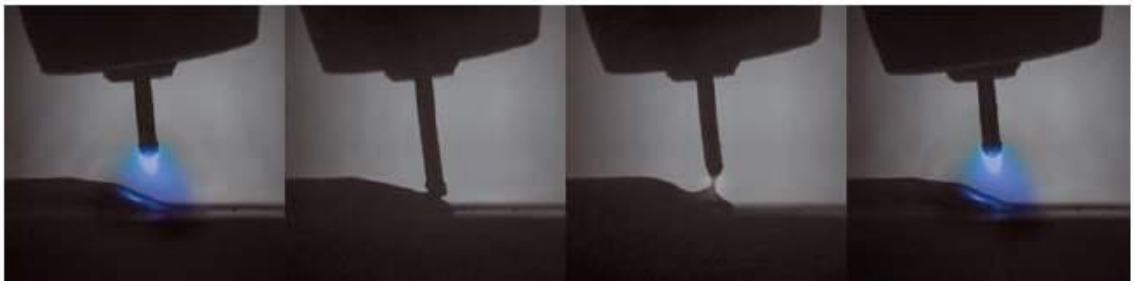


Figura 2.12 Esquema del proceso de soldadura por transferencia de metal en frío [13]

Se ha hecho grandes esfuerzos para mejorar la calidad de la soldadura en el proceso GMAW como son a través de precalentamiento auxiliar del alambre relleno sólido, soldadura de múltiples pasadas, el precalentamiento de la placa de soldadura, tratamiento post-soldadura y un espacio ultra-estrecho GMAW, etc. Sin embargo, las características de calidad de soldadura (especialmente en la microestructura de la soldadura) no mejoraron significativamente [14].

2.2.3 Consumibles de soldadura o material de aporte

Uno de los componentes más importantes de los proceso de soldadura es sin duda material de aporte. Los cuales pueden ser de diferentes formas como: polvo, placas, varilla, alambre y alambre tubular. Este último se ha constituido en el último tiempo en una de las opciones más empleadas. Dichos consumibles presentan mayor productividad y flexibilidad de producción para grados aleados, constituyéndose en una alternativa económica de interés [15]. En particular, los alambres tubulares metal-cored suman la ventaja de una muy baja generación de escoria, menor tasa de formación de humos y mayores velocidades de deposición [16].

Los materiales de recubrimiento más comunes son las aleaciones de níquel y aleaciones de hierro/cromo utilizado en la resistencia al desgaste y al alto esfuerzo a la abrasión. Los materiales de aporte más comunes se muestran en la tabla 2.11 [17]:

Tabla 2.11 Materiales más comunes usados en recubrimientos y su aplicación [17]

Aleación de metal	Propósito
Aleación base cobalto	Resistencia al desgaste y corrosión
Aleación base cobre	Reconstrucción de piezas desgastadas de maquinaria
Aleación hierro/cromo	Alto esfuerzo a la abrasión
Acero al manganeso	Aplicación al desgaste
Aleación base níquel	Resistencia al desgaste metal
Acero herramienta	Aplicación al desgaste
Carburo de tungsteno	Alto esfuerzo a la abrasión

2.3 Calor de entrada

El calor de entrada se puede denominar como "la energía eléctrica suministrada por el arco de soldadura a la pieza de trabajo." En la práctica, sin embargo, el calor de entrada puede aproximarse; si la eficiencia del arco no se toma en consideración, se caracteriza como la relación entre la potencia suministrada del arco del electrodo a la velocidad de desplazamiento del arco, como se muestra en la siguiente ecuación [18]:

$$Q = \frac{I \times E}{v} \quad \text{(Ec.3)}$$

Donde ***Q*** es la energía del arco en J/mm, ***I*** es la corriente de la soldadura en amp, ***E*** es el voltaje del arco en volts, y ***v*** es la velocidad de soldadura en mm/s.

Esta energía calorífica se reparte, entre metal base y de aporte, a lo largo de todo el cordón a medida que el arco avanza con la antorcha. En el concepto aporte térmico (calor de entrada) se engloban la energía transferida por unidad de tiempo (proporcional al producto el voltaje e intensidad) y la velocidad (***v***) de transporte de la fuente de energía (avance de arco). A su vez, la densidad de energía, dependerá de las características de la columna de plasma, el tipo de transferencia o, en menor medida, las oscilaciones del arco en torno al eje del cordón. Cuanto mayor es la energía aportada, mayor es la cantidad de material a una temperatura elevada, más fluido es el charco de soldadura y menor resistencia ofrece el material sólido, creciendo el riesgo de des colgaduras, hundimientos, agujeros, en función de la posición que se utilice para soldar [12].

Según V.S.R. Murti et al. [19] dicen que la morfología de los granos y el contenido de las fases en el cordón de soldadura y en la zona de fusión se pueden cambiar con las variaciones del calor de entrada debido a diferentes modos de solidificación.

2.3.1 Calor de entrada en el proceso GTAW

Según los estudios realizados por Dyuti et al. [20] que utilizaron una fuente de calor con una antorcha TIG de la marca Miller para la fusión. Un electrodo de tungsteno toriado no consumible de 3.2 mm de diámetro se utilizó para iniciar un arco entre el electrodo y la pieza de trabajo de acero al carbono de 0.2% de C de dimensiones de 100 x 45 x 4 mm, se utilizó mezclas de polvo de Ti y Al como material de recubrimiento en la superficie del acero con una atmósfera de nitrógeno con un caudal de 40 L min^{-1}. Durante la operación de fusión las corrientes fueron 80, 90 y 100 A con una velocidad del viaje del electrodo de 2 mm seg^{-1}. La entrada de calor de la antorcha TIG depende de la corriente utilizada y la calcularon utilizando la siguiente ecuación:

$$Q = \frac{0.45 \times I \times E}{v} \quad \text{(Ec.4)}$$

En la figura 2.13 se muestran las trayectorias procesadas con la mezcla de polvo de Ti y Al de 1.3 mg mm^{-2} y 1.8 mg mm^{-2} debajo de 540-675 Jmm^{-1} de calor de entrada las cuales fueron inspeccionados visualmente y sus superficies se encuentran libres de defectos como lo son poros, socavados, chisporroteos, etc.

Figura 2.13 Trayectorias producidas con polvo de 1.3 mg mm^{-2} y satinado con un calor de entra de 608 J mm^{-1} [20]

En un estudio realizado por Ulutan et al. [21] donde se realizó un recubrimiento superficial en muestras de acero AISI 4140 por medio de proceso de arco TIG o GTAW, usando polvos de SiC y grafito para el recubrimiento superficial. En el cual consistió en mezclar los polvos de aleación con alcohol formando así capas de ellas. Se utilizó un electrodo 2% de tungsteno toriado. Se utilizó argón para evitar la oxidación de la capa de aleación. Se estudiaron 4 muestras y una sin tratar, manteniendo la corriente y variando la velocidad de recorrido, obteniendo así diferentes valores de calor de entrada. Las condiciones del proceso, los valores de dureza y características geométricas de las capas de aleación están listados en la Tabla 2.12. En la figura 2.14 podemos observar la preparación de la muestra con el proceso de recubrimiento superficial por TIG.

Tabla 2.12 Parámetros de proceso de recubrimiento por TIG [21]

Muestra	Corriente (A)	Vel. de avance (cm/s)	Calor de entrada [a] (kJ/cm)	Contenido de polvo (SiC, C) (g)
Sin tratar				
S1	130	0.0581	29.1	0.5/0.2
S2		0.0563	30.0	1/0.2
S3		0.0462	36.6	1.5/0.2
S4		0.0450	37.6	2/0.2

Muestra	Dureza (HV)	Max. Dureza (HV)	Dimensiones del Recubrimiento		
			A1* (mm)	A2* (mm)	Dilución [b]
Sin tratar	215 ± 11	226			
S1	844 ± 110	1062	1.91	1.01	0.64
S2	840 ± 169	1165	2.51	1.32	0.72
S3	862 ± 112	1025	3.44	1.42	0.68
S4	834 ± 131	1096	3.59	1.33	0.74

[a] Calor de entrada Q = nUI/(v1000): n= eficiencia; U= voltaje; I= corriente

[b] % Dilución = A1/(A1+A2) x 100; A1* = sección transversal de la zona de penetración del sustrato; A2* = sección transversal del área depositada; A1 + A2 = espesor del recubrimiento

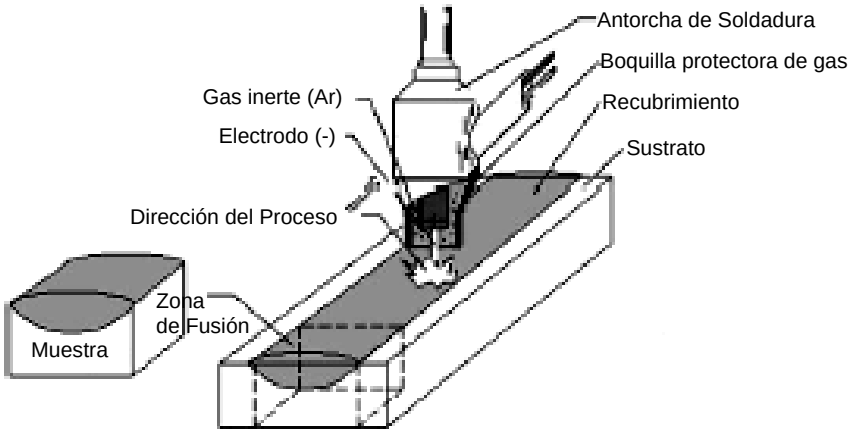


Figura 2.14 Representación esquemática del proceso de recubrimiento superficial y la preparación de la muestra [21]

Las muestras pulidas fueron atacadas con una solución ácida de cloruro férrico (15 g de $FeCl_3$, 30 ml de HCl y 10 ml H_2O). Se realizó un análisis de microestructura por medio de microscopía óptica, que se llevaron a cabo en las secciones transversales de las muestras que se prepararon mediante técnicas metalográficas estándar. [21].

2.3.2 Calor de entrada en el proceso GMAW

Palani y Murugan [22], mencionan que la corriente de soldadura, tensión de arco, y la velocidad de soldadura son las variables principales en cualquier proceso de GMAW. Los parámetros auxiliares ajustables son el ángulo de la antorcha de soldadura, la distancia de la placa a la boquilla, la dirección de la soldadura y la tasa de flujo de gas de protección y su presión. Sin embargo, el diámetro del electrodo, su composición y extensión, así como la polaridad, la composición del material base y el tipo de gas de protección, generalmente se mantienen constantes durante la soldadura. Estos parámetros del proceso son interdependientes, es decir, un pequeño cambio de un parámetro puede afectar. La energía del arco, un indicador del contenido de calor en el charco de

soldadura, se ve afectada por los parámetros de proceso primario según la ecuación 3 antes mencionada.

En el trabajo realizado por K. Pal y S.K Pal [14] en el cual involucra el proceso GMAW pulsado (P-GMAW) el cual se utiliza menudo para mejorar la calidad de la unión, así como la productividad de la industria de metal de hojas delgadas. La secuencia del proceso de soldadura se puede expresar como las características operacionales del comportamiento térmico de las fases de transformación y solidificación del charco de soldadura, que afecta a las diversas características de la calidad de soldadura, como la estabilidad del arco, la geometría del cordón, la microestructura de la soldadura y las propiedades mecánicas de la soldadura respectivamente. También nos dicen que la corriente pulsada reduce la entrada de calor en general sin ningún tipo de salpicadura, se obtiene el refinamiento de grano en las zonas de fusión de la soldadura, que tiene una contribución positiva en las propiedades mecánicas y con una cuidadosa selección de los parámetros de pulso puede lograrse una geometría optima del cordón con una buena penetración. La estabilidad del arco depende del tipo de protección en el modo de pulso diferentes condiciones, por ejemplo, el dióxido de carbono puro es mejor para el proceso de GMAW corto circuito. El corto circuito GMAW es especializado en arco corto, proceso de unión de baja corriente en el que la varilla de electrodo toque la placa base, y se produce la transferencia de metal durante ese período. Por lo tanto, la estabilidad del proceso es significativamente influenciado por la variación de los parámetros de pulso en el P-GMAW. La velocidad de alimentación de la varilla también se ve afectada por un cambio de los parámetros de pulso. Zhang et al. [23] desarrollaron un sistema de realimentación robusta para controlar la velocidad de fusión del electrodo, de tal manera que la alimentación del alambre es rastreada bajo los diferentes parámetros y disturbios operacionales. El tamaño de las gotas fundidas, así como la tasa de transferencia de metal depende de los parámetros de pulso.

Palani y Murugan [24] examinaron los diversos aspectos de los parámetros de pulso y su selección para obtener soldaduras de buena calidad. La velocidad de derretimiento, el desprendimiento de la gota, y la estabilidad del arco han sido los principales criterios para la selección del rango adecuado de los parámetros de pulso en el P-GMAW [25, 26].

Un estudio realizado por Jose L. Marulanda [13] en el cual involucra una variante del proceso GMAW un proceso de soldadura de nuevo desarrollo, conocida como transferencia de metal en frio (CMT), que parece ofrecer la combinación de versatilidad, velocidad y calidad. Desarrollado por Fronius, el proceso CMT se caracteriza por piezas y zonas de soldadura que son considerablemente 'fríos' en comparación con procesos de soldadura convencionales como la GMA, donde nos dice que un buen control del ciclo térmico de la soldadura, permite lograr cordones sanos, sin que se produzcan alteraciones de las propiedades de los metales después de soldados. El calor introducido a la pieza a través del el cordón de soldadura provoca varios efectos perjudiciales como son:

- Altos esfuerzos residuales, provenientes del calentamiento localizado que causan las tensiones de contracción, las cuales pueden conllevar a la distorsión de la pieza.
- Reducción de la ductilidad y cierta fragilización en el cordón de soldadura y en la zona afectada térmicamente que puede conducir a la fisuración.
- Deterioro de las propiedades mecánicas, principalmente en la zona afectada térmicamente.
- Que el cordón de soldadura no tenga las propiedades requeridas debido a ciclos térmicos desfavorables.

En el proceso de soldadura por transferencia de metal frio (CMT), la interrupción controlada del cortocircuito conduce a una baja corriente de cortocircuito y reduce en gran medida la entrada de calor a la unión soldada. La

mayoría de los intentos de crear un proceso de soldadura libre de salpicaduras han tenido un éxito limitado, pero Fronius con el proceso CMT ha logrado la transferencia de metal libre de chisporroteo o salpicaduras.

La combinación de una reducción de aporte térmico y la ausencia de chisporroteo hacen posible el uso de soldadura para aplicaciones que no habría sido posible antes, además que entrega beneficios como una mayor productividad, menos rechazos y menos acabado después de la soldadura.
En este proceso de soldadura es posible utilizar todos los metales base y de aporte conocidos en el proceso MIG/MAG. También se puede aplicar en todas las posiciones y en todos los tipos de soldadura [13].

Una experimentación realizada por Silva et al. [27] donde se evaluó un acero AISI 4140 sin tratamiento térmico post-soldadura (PWHT por sus siglas en ingles Post-Welding Heat Treatment) con la técnica de dos capas, en términos de optimización de microestructura, dureza y tenacidad en la ZAC, comparando los resultados con las uniones soldadas en las mismas condiciones, pero sometidas a PWHT. Donde la técnica de dos capas consiste en la deposición de dos capas de soldadura de manera que el calor generado durante la segunda capa es suficiente para promover la refinación y el revenido de la zona afectada por el calor con grano grueso (ZACGG) de la primera capa, reduciendo la dureza y aumentando la tenacidad. La cual se desarrolló para evitar el inicio del agrietamiento y se ha aplicado con éxito en los procedimientos de soldadura para aceros de baja aleación sin PWHT. En esta técnica de dos capas es importante seleccionar el menor calor de entrada para la primera y segunda capa lo cual es su principal éxito.

Las pruebas realizadas se llevaron a cabo en discos de acero AISI 4140 con diámetro de 150 x 15 mm extraídos en laminado en caliente en barras de 150 mm, el material de relleno utilizado fue en electrodo cubierto AWS E8018

B2 de 2.5 y 3.5 de diámetro cuyas composiciones químicas se muestran en la tabla 2.13.

Tabla 2.13 Composición química del metal base y aporte en % en peso [27]

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
Metal base	0.45	0.86	0.29	0.03	0.006	1.1	0.23
Metal de aporte	0.08	0.9	0.6	…	…	1	0.5

La metodología se desarrollada se llevó a cabo en dos etapas:

Las pruebas de soldadura fueron realizadas en un posicionador automático para soldaduras con electrodo cubierto experimental y las pruebas con soldaduras de unión en V fueron realizadas por un soldador calificado.

En la primera etapa, las soldaduras se llevaron a cabo en muestras templadas (austenitizadas a 860 ºC sometidas a un baño de sal durante 20 minutos y enfriadas en aceite), como se muestra en la figura 2.15. Cuatro diferentes niveles de calor de entrada en la soldadura se probaron como se muestra en la tabla 2.14.

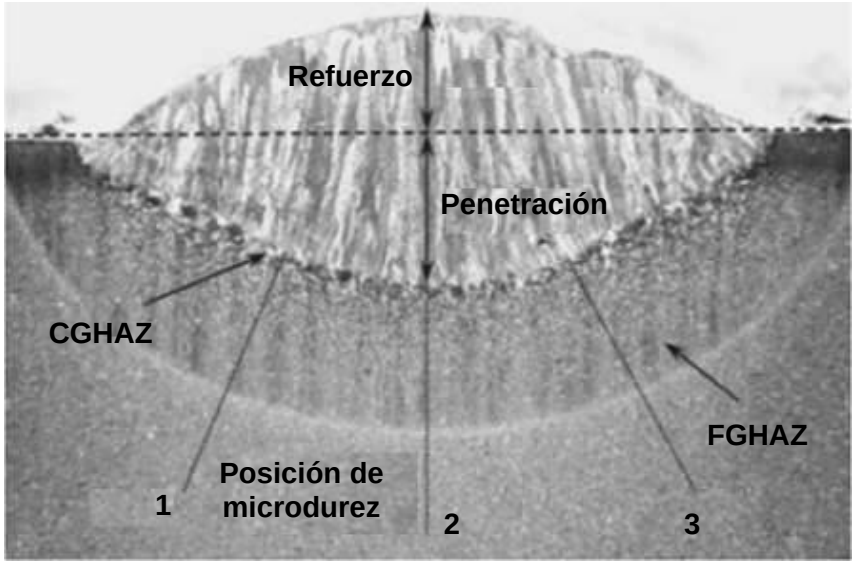


Figura 2.15 Identificación de las regiones de soldadura y la localización de medidas de microdureza [27]

Tabla 2.14 Parámetros de soldadura de acero 4140 [27]

Muestra	Corriente	Tensión	Velocidad de soldadura	Calor de entrada de soldadura
	A	V	cm / min	kJ / cm
HC5	103	27	30	5.5
HC10	101	26	15	10.5
HC15	102	26	10	15.9
HC20	117	26	10	18.2

Los perfiles de dureza fueron tomadas en tres direcciones de la ZAC, siguiendo las líneas 1, 2, 3 con un ángulo aproximado de 30º (fig. 2.15), para obtener la dureza media a lo largo de la extensión de la ZAC y determinar la extensión de la zona dura (ZD) y las zonas blandas (ZB) para cada calor de entrada aplicada en la soldadura. La dureza promedio del metal base fue de 550 HV, valor que se utilizó para determinar el ZD y ZB [27].

En la segunda etapa se realiza una prueba de unión semi-V con el fin de evaluar con éxito los procedimientos de deposición de dos capas de soldadura, fueron soldadas seis uniones en semi-V con un tratamiento térmico de temple (austenitizado a 860 ^{o}C sumergidas en un baño de sal durante 20 minutos y enfriados en aceite) y templados a 200 ^{o}C durante 1 hora. Dos juntas semi-V se soldaron con diferentes condiciones de soldadura, como se muestra en la figura 2.16. Los parámetros de la soldadura de recubrimiento se muestran en la Tabla 2.15 [27].

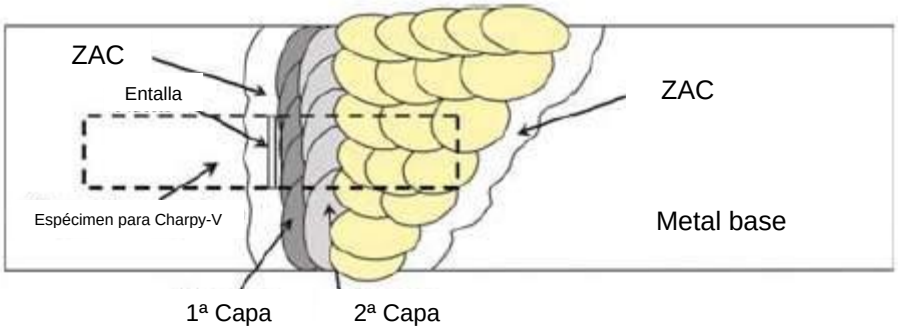


Figura 2.16 Secuencia de deposición [27]

Tabla 2.15 Parámetros de recubrimiento de soldadura [27]

Relación de calor de entrada	Capa	Corriente A	Tensión V	Velocidad de soldadura cm/min	Calor de entrada de soldadura kJ/cm
Semi-V 5/5	1	102	27	30	5.3
	2	103	27	30	5.4
Semi-V 5/10	1	100	27	30	5.2
	2	102	26	15	10.6
Semi-V 15/5	1	103	26	10	15.7
	2	103	27	30	5.4

Los pases laterales en la primera capa también podrían actuar en la refinación parcial en la ZAC, así como en el temple. Aloraier et al, confirmaron que un recubrimiento o superposición oscila entre 50 y 70 % de enfriamiento benéfico para la ZAC, mejorando la microestructura y la dureza. Por lo tanto, una superposición de 50% entre las capas se garantiza un refinamiento de grano y un temple adicional a través de los pases laterales.

Después del recubrimiento, el relleno de las juntas se llevó a cabo de acuerdo a los parámetros de soldadura como se muestra en la Tabla 2.16. Durante la soldadura, E. R Bueno recomienda que la mejor temperatura de precalentamiento y entre pasadas es de entre 250 y 300 °C.

Tabla 2.16 Parámetros de soldadura para el relleno de unión semi-V [27]

Parámetros	Pase de raíz	Pase de relleno
Corriente, A	70	109
Tensión, V	22	23
Velocidad de soldadura, cm/min	20	Decisión del soldador
Temperatura de precalentamiento ^{o}C	250-300	250-300
Temperatura de interpaso ^{o}C	250-300	250-300
Diámetro del electrodo, mm	2.5	3.25

Después de la soldadura, una muestra de prueba para cada condición se sometió a un PWHT a una temperatura de 600 °C durante un periodo de 4 horas y la otra muestra se mantuvo en su estado tal como fue soldada. Las

muestras se prepararon y evaluaron donde la entalla de la muestra de ensayo Charpy-V se colocó en la ZAC de grano grueso. Dos criterios fueron establecidos para evaluar el éxito de la técnica de deposición de dos capas aplicadas en este trabajo. La primera es que la dureza de la ZAC no debe superar a los 300 HV y la segunda es que la resistencia debe de ser mejor o igual que el del metal base [27].

Gualco et al. [28] realizaron una experimentación donde soldaron una probeta de recargue sobre un acero SAE 1010 donde se depositaron cuatro capas de soldadura con una secuencia de 5, 4, 4 y 3 cordones como se muestra en la figura 2.17. El calor aportado en este experimento fue de 2.8 kJ/mm.

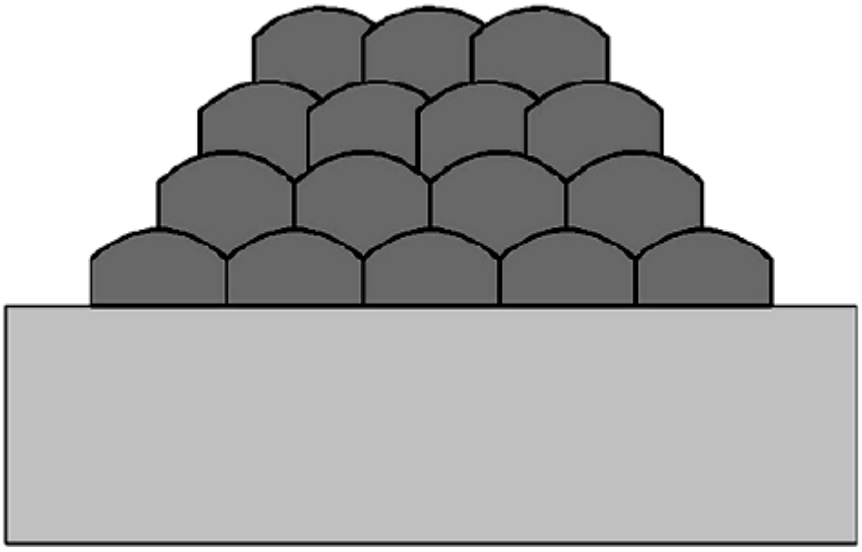


Figura 2.17 Secuencia de soldadura [28]

El consumible empleado para este experimento fue un alambre tubular de diámetro de 1.2 mm tipo metal cored (relleno metálico) depositado por el proceso GMAW. Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 2.17. La longitud del alambre fue de 20 mm con un caudal de gas de 18 L/min, soldando en posición plana y las temperaturas de precalentamiento y entre pasadas fueron de 150 ^{o}C [28].

Tabla 2.17. Parámetros de soldadura [28]

Gas de protección	Tensión (V)	Corriente (A)	Vel. de avance (mm/s)	Oscilación (mm)	Vel. de oscilación (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
Ar - 2 % CO_2	31	250	2.74	5	60	2.8

En la figura 2.18a podemos observar una macrografía de la probeta soldada y en la figura 2.18b un corte transversal de dicha probeta, observándose el metal base y el material recargado con un bajo nivel de defectos (como lo son poros, inclusiones de escoria, fisuras, etc.).

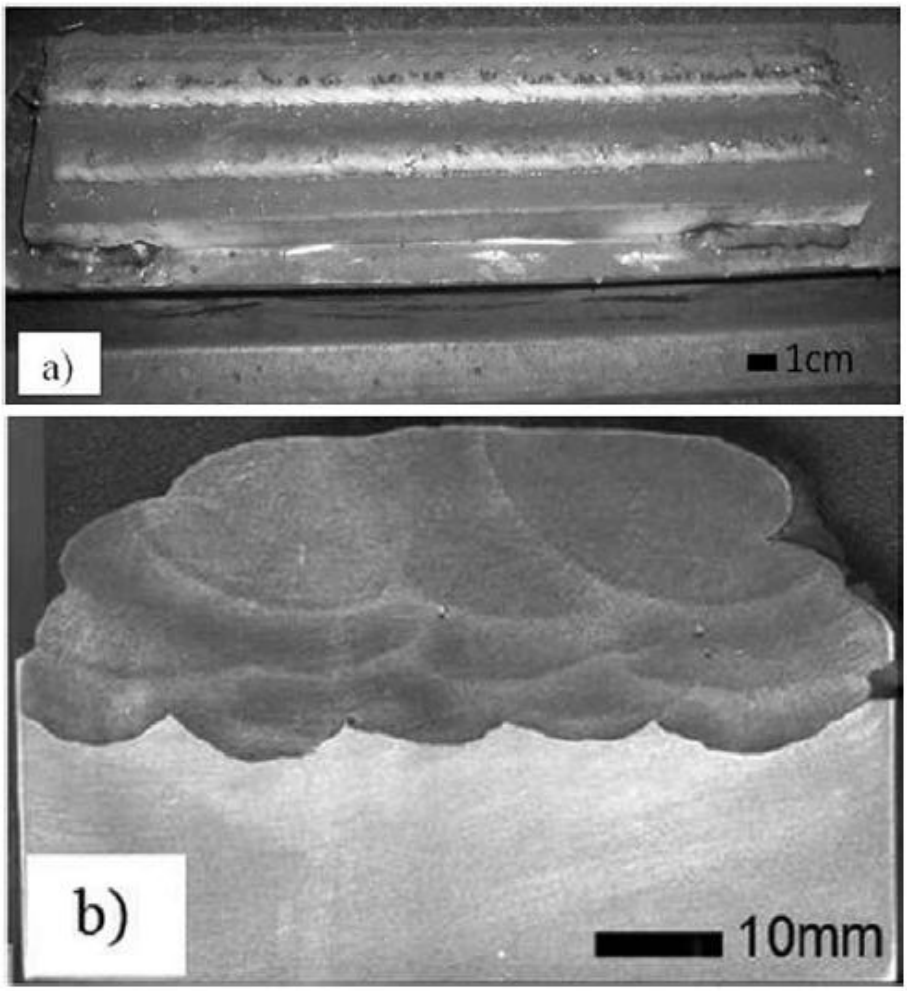


Figura 2.18 a) Probeta soldada, b) Corte transversal de la probeta soldada [28]

Así como en la tabla 2.18 se muestra la composición química medida sobre la superficie transversal en el último cordón mediante espectroscopia de emisión óptica (OES).

Tabla 2.18 Composición química (% en peso) [28]

C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	W
0.44	1.20	0.60	0.016	0.02	5.30	2.4	0.34	1.8

Cabe aclarar que la composición química varía en función de la distancia a la superficie debido al efecto de dilución con el metal base [29].

2.4 Parámetros del proceso

Establecer adecuadamente un procedimiento de soldadura que implica manejar los siguientes parámetros (amperaje, voltaje y velocidad de avance), las cuales se encuentran relacionadas entre sí.

Parani y Murugan [22] describen que la corriente de soldadura, el voltaje del arco y la velocidad de soldadura son los principales parámetros en el proceso de soldadura. Los parámetros ajustables auxiliares son el ángulo de la antorcha, la distancia de la boquilla a la placa, la dirección de soldadura, la velocidad del flujo del gas protector y su presión. Sin embargo, el diámetro de la varilla del electrodo y su composición, la polaridad y su extensión, la composición del metal base y el tipo de gas protector, etc, se mantiene constantes durante la soldadura. Estos parámetros del proceso son interdependientes, es decir, un pequeño cambio de un parámetro puede afectar a otro.

E. Karadeniz et al. [30] mencionan que para obtener una soldadura de buena calidad debe tener suficiente penetración, una microestructura deseada y el perfil de soldadura sin ningún tipo de salpicadura. Así como el comportamiento del arco, la forma de transferencia del metal a través de este, la penetración, la forma del cordón, están condicionados por la conjunción de una serie de

parámetros. A continuación se mencionan las características de cada uno de ellos más detalladamente:

2.4.1 Amperaje

Es una medida de la cantidad de corriente que fluye entre el electrodo y la pieza de trabajo, la corriente usada tiene un gran efecto en el depósito de soldadura su tamaño, forma, velocidad y penetración, en el sistema de voltaje constante, la corriente es controlada por el botón de suministro de alambre al incrementar el suministro de alambre se incrementa la corriente. Cuando todas las otras variables de la soldadura se mantienen constantes, mientras se aumente la corriente de la soldadura aumentara la profundidad y anchura de la penetración de la soldadura y el tamaño de la misma [12]. En la figura 2.19 se puede percibir como varia la penetración a diferentes valores de amperaje y el efecto que tiene sobre la penetración del metal de aporte sobre el metal base.

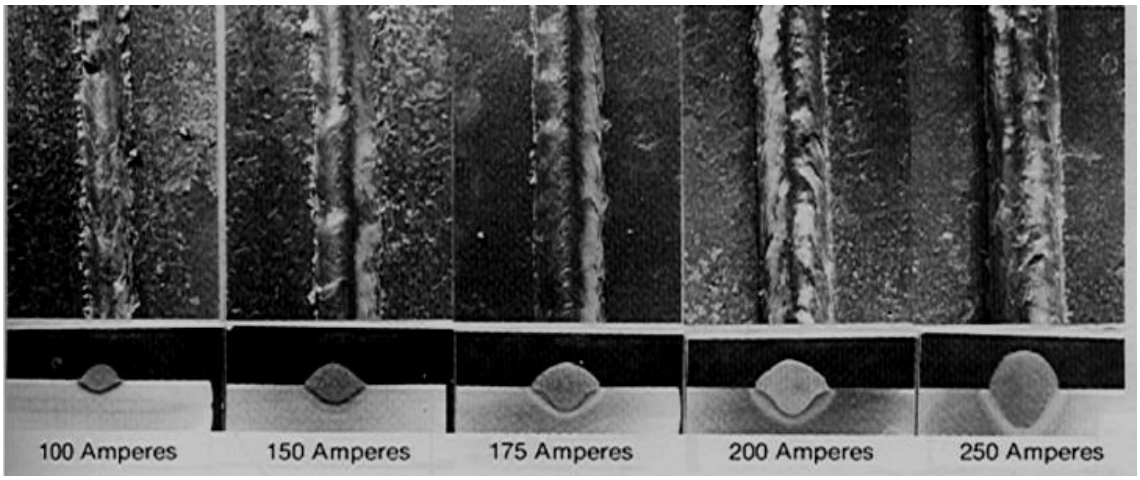


Figura 2.19 Efecto del incremento de la corriente en la apariencia y formación del cordón soldados a 21 volts, velocidad de 15 pulg/min, tamaño de electrodo de 0.035 pulg, el gas de protección CO_2, stick out de 3/8pulg [12]

E. Karadeniz et al. [30] señalan que la intensidad de la corriente de soldadura puede influir notablemente en la concentración de calor del charco de fusión y, por tanto, afecta a la profundidad de penetración. Powell y Herfurth [31]

dicen que si la potencia del arco es muy baja y en combinación con una mayor longitud arco produce una menor penetración, mientras que a muy pequeñas longitudes del arco también puede resultar una pobre penetración.

2.4.2 Voltaje

El voltaje es determinado por la distancia del electrodo y el material de trabajo, el tipo de electrodo y tamaño que es requerido depende de la aplicación a destinar, el tipo de gas de protección, posición, diseño de la junta y espesor del metal base, cuando el resto de todas las variables son constantes y el voltaje del arco se aumenta el cordón es ancho y plano, y la penetración aumenta con un voltaje óptimo. Al bajar la longitud del arco produce un cordón con mayor convexidad, un voltaje de arco muy bajo puede producir porosidad y traslapes en la cara [12] como se muestra en la figura 2.20. El charco de soldadura se expande con un incremento del voltaje del arco [14].

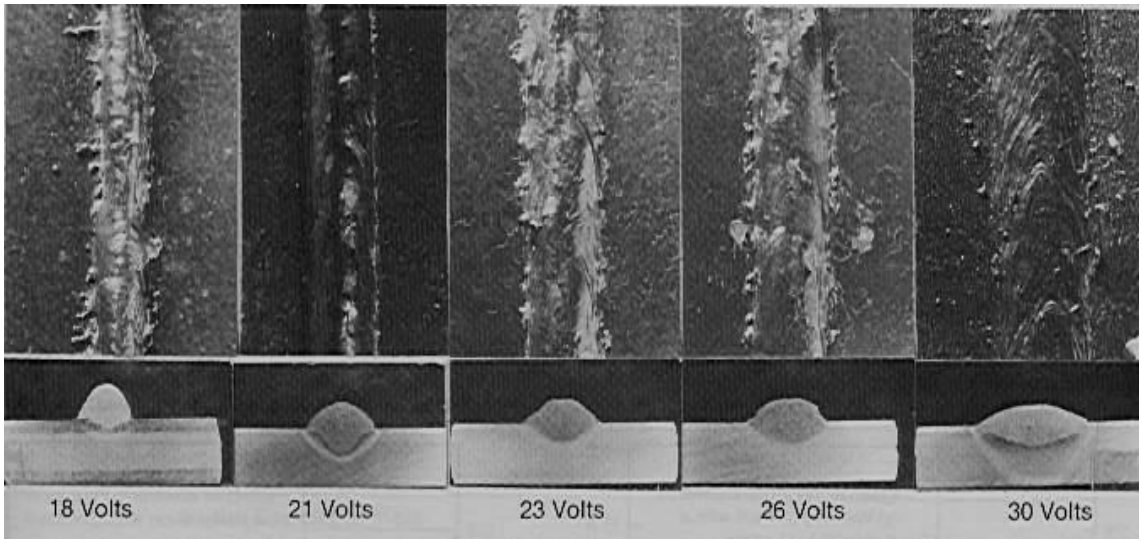


Figura 2.20 Efecto del voltaje del arco en el cordón y formación del mismo, condiciones de soldadura: corriente 175 amp, velocidad 15 pulg/min, tamaño del electrodo 0.035 pulg, protección de gas CO_2, stick out 3/8 pulg [12]

2.4.3 Velocidad de avance de soldadura

La velocidad de avance es controlada por la misma máquina, el aumento o disminución de la soldadura tendrá un efecto en la cantidad de penetración de la soldadura, cuando el metal tiende a ir ligeramente adelantado al arco, reduce la penetración y produce un cordón ancho, al reducir la velocidad se debe aumentar la altura del cordón, una excesiva lentitud en la velocidad puede causar atontamiento de la soldadura y traslaparlo en las caras, además de un calor excesivo en la placa lo que implicara un aumento en la zona afectada por el calor o un distorsionamiento propio del metal base. En la figura 2.21 Se puede mostrar claramente el efecto que tiene esta variable con respecto a la penetración de la soldadura aplicada [32].

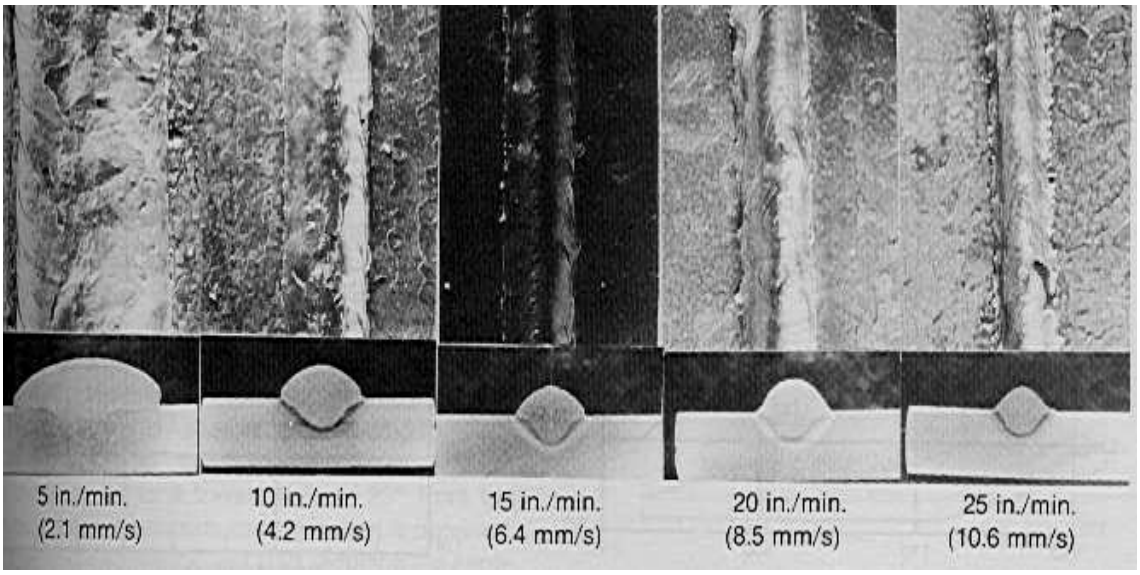


Figura 2.21 Efecto de la velocidad en la apariencia del cordón, condiciones de soldadura: 175 A, 21 V, tamaño de electrodo 0.035 pulg, gas de protección CO_2, stick out 3/8 pulg [32]

Así mismo cuando se incrementa la velocidad de avance, la energía térmica por unidad de longitud de la soldadura transitada al metal base desde el arco es al principio incrementada, debido a que el arco actúa más directamente sobre el metal base. A mayores incrementos en la velocidad de avance, menos energía térmica por unidad de longitud se transfiere al metal base. Por lo consiguiente la

penetración del metal base primero incrementa y después disminuye con el incremento de la velocidad de avance. La velocidad de avance es otra variable clave que se utiliza en el cálculo de calor de entra; si se reduce la velocidad de avance el calor de entrada aumenta [12].

E. Karadeniz et al. [30] nos menciona que para obtener una penetración máxima en la soldadura esta se alcanza con un determinado valor de velocidad de soldadura. Así como la forma de cordón de soldadura tiene un impacto importante en la resistencia de la soldadura. La fluidez del charco de soldadura fundida depende de la tensión interfacial y los humectantes, que son influenciados por la intensidad del arco. Nagesh y Datta [32] mencionan que la alta velocidad de soldadura, es decir, con un poder de arco bajo por lo general produce fusiones pobres, mientras que una mayor velocidad de avance del electrodo produce cordones de soldadura planas. Sin embargo, la penetración de la soldadura y la zona afectada por el calor (ZAC) aumentan con el incremento de la velocidad de avance del electrodo en una longitud de arco constante. También hay que mantener la estabilidad de arco para obtener una soldadura libre de salpicaduras.

2.5 Efecto de los parámetros de soldadura en la microestructura y propiedades mecánicas

La característica más importante del calor de entrada es que regula las tasas de enfriamiento en la soldadura y por lo tanto afecta a la microestructura del metal de soldadura y la zona afectada por el calor. Un cambio en la microestructura afecta directamente a las propiedades mecánicas de la soldadura. Por lo tanto, el control del calor de entrada es muy importante en el arco de soldadura en términos de control de calidad [33].

2.5.1 Efecto de los parámetros de soldadura por el proceso GTAW

2.5.1.1 Efecto los parámetros del proceso de soldadura en la microestructura y geometría del cordón

En la tabla 2.19 se listan el ancho y la profundidad de las capas de recubrimiento producidas por diferente calor de entrada. En la cuales se obtuvieron una forma hemisférica en secciones transversales de fusión con un flujo de bucle en las regiones de borde en un estudio realizado por S. Dyuti et al. [20].

Tabla 2.19 Condiciones de procesamiento y tamaño del charco de fusión [20]

Energía de entrada	Capa fundida de Ti y Al de 1.3 mg mm^{-2}		Capa fundida de Ti y Al de 1.8 mg mm^{-2}	
J mm^{-1}	Profundidad	Ancho	Profundidad	Ancho
540	3.07	5.67	1.47	2.66
608	1.67	4.89	2.31	5.77
675	2.1	6.24	2.4	6.25

En la micrografía de la figura 2.22 a y b Se observa algunos poros en las regiones de borde de una mezcla de Ti y Al a diferentes calores de entrada.

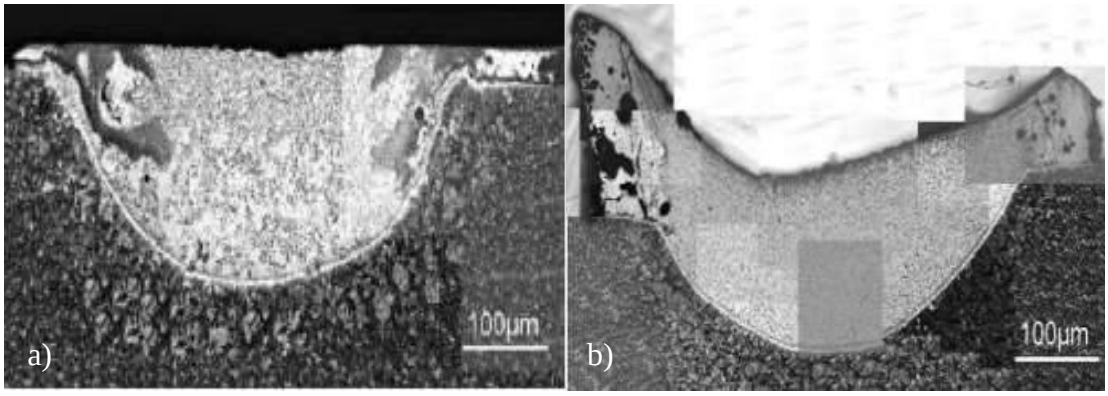


Figura 2.22 Sección transversal de fusión del revestido de la mezcla de polvo de Ti y Al. Mezcla de polvo; a) 1.3 mg mm-1 a 540 J mm^{-1} y b) 1.8 mg mm-1 a 675 J mm^{-1} [20]

En la capa revestida en la figura 2.22a la re solidificación obtuvo una microestructura dendrítica en todas las trayectorias producidas a diferentes calores de entrada, donde la concentración es alta cerca de la superficie, las dendritas son pequeñas y no uniformes en tamaño y distribución en todo el baño. Mientras que en la figura 2.22b en el charco de fusión se tiene una distribución de dendritas no homogéneas, la concentración de ellas fue mayor en la superficie y revelo dendritas finas y una disminución con el aumento de la profundidad de fusión y obteniendo dendritas de brazos gruesos [20].

En la figura 2.23 del estudio realizado por Ulutan et al. [22] muestran la sección transversal de la aleación de polvos de SiC y C. En las figuras podemos ver claramente la zona de fusión de las capas de aleación y el sustrato, también podemos observar que las dendritas son perpendiculares a la zona de fusión. Las partículas de SiC son fundidas en el baño de fusión esto debido a la alta energía de entrada. En la figura 2.23a se puede ver una microestructura formada por la aleación de la muestra S1. En esta microestructura se ha obtenido una estructura dendrítica gruesa con una matriz circundante base hierro. También se puede observar que la estructura dendrítica ha desaparecido por completo en las regiones cercanas al sustrato. En este punto el Si y C

pasan de nuevo desde la capa de recubrimiento hacia material por difusión, dando lugar a pequeña formación de carburos en el sustrato.

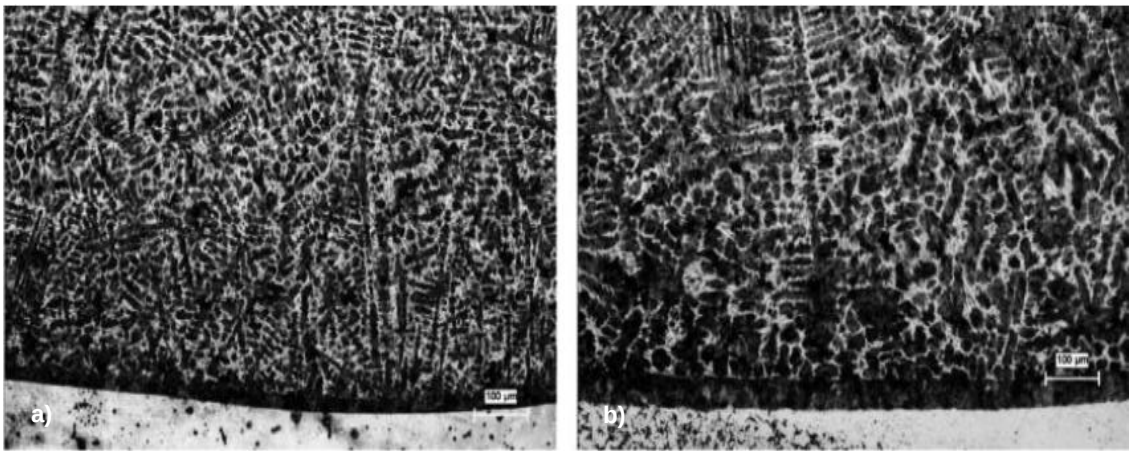


Figura 2.23 Micrografías de muestras recubiertas: a) S1: corriente de 130 A, velocidad de 0.58 mm/s y con una mezcla de polvos de 0.5/0.2 g de SiC/C y un calor de entrada de 29.1 kJ/cm, S2: corriente de 130 A, velocidad de 0.56 mm/s, una mezcla de polvo de 1/0.2 g SiC/C, y un calor de entrada de 30 kJ/cm [22].

La microestructura formada por la muestra S2, ver fig. 2.23. En esta muestra, las dendritas de grano grueso formadas en la capa de aleación, es similar a la muestra S1. Las dendritas se llegan a formar hasta la región de aleación. Observaron que las dendritas cercanas a la superficie son de grano fino y formando parcialmente una estructura eutéctica. La formación de dendritas desaparecieron en una estrecha zona de transición, en cambio, se formó una capa intermedia muy estable compuesta de granos circulares homogéneos. También observaron que otros elementos químicos tales como el Si y C presentes en la capa de aleación parcialmente fundida en la dirección del sustrato y de los carburos M_3C producidos, afectaron la dureza y la unión en el material del sustrato fuera de la región intermedia [22].

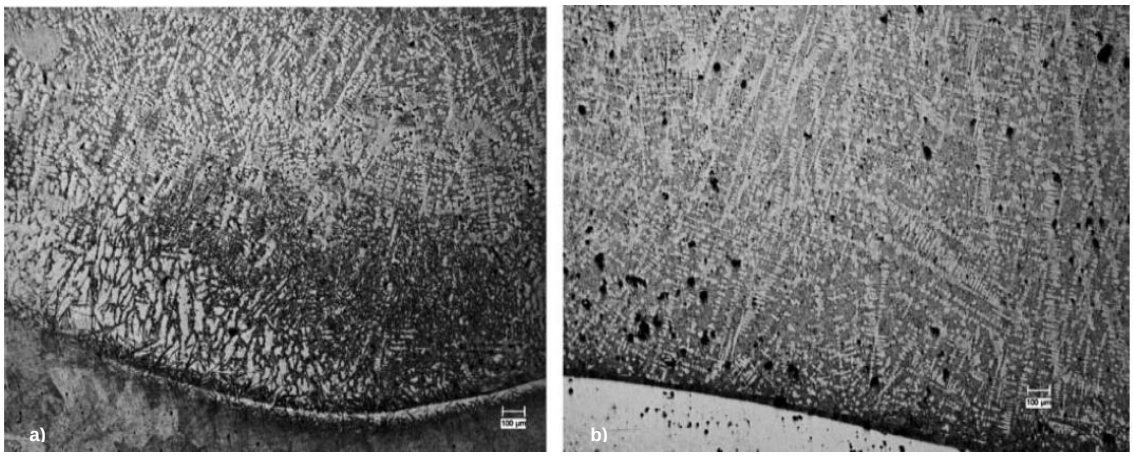


Figura 2.24 Micrografías de muestras recubiertas: a) S3: corriente de 130 A, velocidad de 0.46 mm/s y con una mezcla de polvos de 1.5/0.2 g de SiC/C y un calor de entrada de 36.6 kJ/cm, S4: corriente de 130 A, velocidad de 0.45 mm/s, una mezcla de polvo de 2/0.2 g SiC/C, y un calor de entrada de 37.6 kJ/cm [22].

La figura 2.24a podemos observar la microestructura formada por la muestra S3 que las dendritas que se formaban en la superficie son en su mayoría similares, el mecanismo de formación de dendritas fue un poco diferente y más finas que la muestra S1 y S2.

Se observó que cerca de la zona de transición se formó una estructura eutéctica y que las dendritas formadas sobre la superficie de la capa fueron de grano más fino que las internas o inferiores. La formación dendrítica desapareció casi por completo en la región de transición intermedia, y los elementos de Si y C fueron entremezclados con el material principal en la capa de aleación produciendo el carburo M_3C se forma en la región del sustrato cerca de la capa.

En la figura 2.24b se puede ver la microestructura formada por la muestra 4. Debido a la alta cantidad de polvo y la entrada de calor, se forma una estructura compuesta de largas dendritas endurecidas iniciando en la zona de fusión y se extiende en la región intermedia. Los elementos como el Si y C exceden los límites de grano y se difunde en el metal principal, lo que afecta la dureza en la región intermedia y cambiando las cadenas formadoras de carburos metálicos.

2.5.1.2 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en las propiedades mecánicas

a) Dureza

S. Dyuti et al. [20], hicieron pruebas de dureza Vickers en los cupones obtenidos por el recubrimiento de mezclas de polvos de Ti y Al de 1.3 mg mm^{-2} con cantidades de 540 y 608 J mm^{-1} en las secciones transversales que se midieron verticalmente desde las superficie hacia la profundidad de fusión los cuales obtuvieron valores de 788 y 918 Hv respectivamente siendo estos valores 4.5 veces más altos que el metal base (180 Hv). La dureza máxima descendió gradualmente hacia la profundidad y finalmente cae por debajo de los 300 Hv en la línea de fusión de la matriz a 1200 micras de profundidad. La trayectoria con un calor de entrada de 675 J mm^{-1} mostro una dureza máxima de 571 Hv y se reduce poco a poco a 271 Hv en una profundidad de 1441 micras. Así como para la trayectoria producida con una mezcla de polvo de Ti y Al de 1,8 mg mm^{-2} y con los calores de entradas de 540 a 675 J mm^{-1} han dado un perfil similar con una dureza valor máximo alrededor de 600 Hv.

Ulutan et al. [22] realizaron las mediciones de dureza en la sección transversal de las muestras recubiertas con un identador Vickers de pirámide (Future - Tech, Japan). La carga aplicada en la prueba fue de 50 g con un tiempo de permanecía de 10 s.

En la figura 2.25 se ilustra los perfiles de micro dureza de las muestras a lo largo de la profundidad de la capa de aleación. Se obtuvo una dureza media de alrededor de 850 HV dentro de un rango de 670 a 1165 HV. Se menciona que esta dureza media de las capas de aleación es cuatro veces mayor que la del sustrato. Este resultado es debido que hay una presencia de diferentes carburos y martensita. Por esta razón, la dureza también fue variable; un mayor

contenido de Cr llevado a una mayor dureza. Además, carburos FeSiC y Si en la matriz aumentado considerablemente la dureza [22].

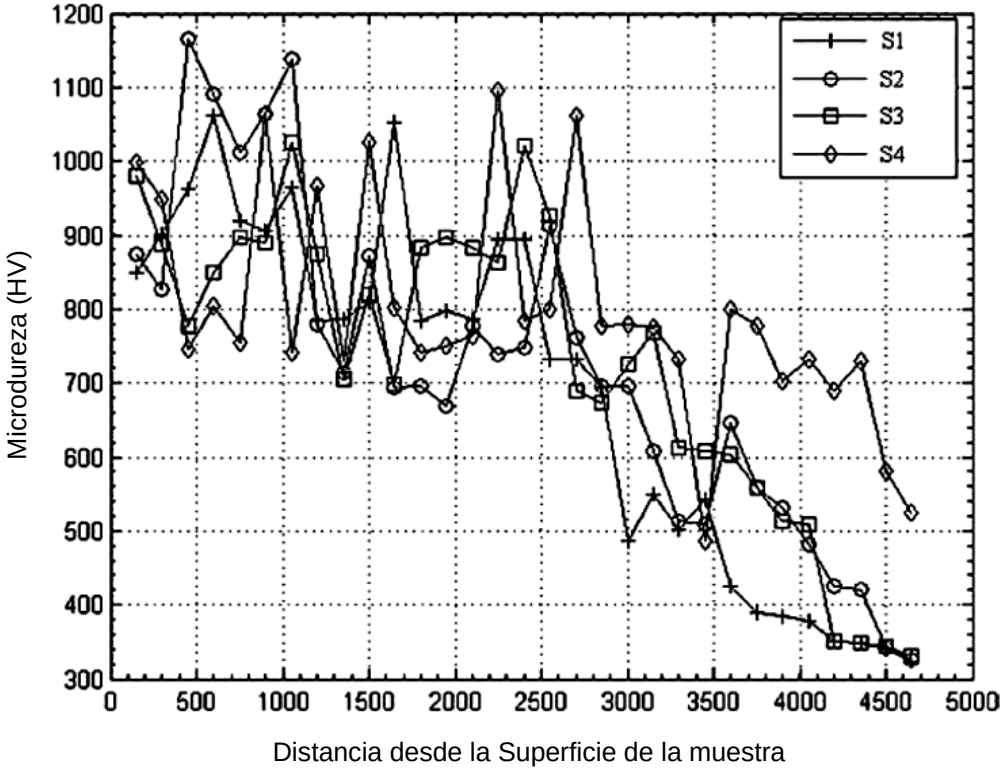


Figura 2.25 Perfiles de dureza de las muestras recubiertas [22]

b) Propiedades contra la oxidación

Pruebas de alta temperatura de oxidación cíclica de se lleva a cabo calentando el acero revestido de un horno de mufla en ambiente con aire a 600 ^{o}C durante 72 h. La toma de muestra de placa rectangular de 20 x 10 mm que fue preparado por la capa en ambos lados. Después de cada 24 h, la masa de las muestras cambio y se midió con una balanza Metler TOLEDO XS105 con una precisión de pesaje de 0,00001 g. La capa de óxido se caracterizó utilizando SEM y el analizador EDX. En la cual se obtuvo un aumento de peso de los recubrimientos, producido con mezclas de polvo de 1.3 y 1,8 mg mm^{-2} de Ti y Al y satinado con calores de entrada respectivamente de 608 y 675 J mm^{-1},

se registran y la cinética de oxidación de los recubrimientos se presentan en la figura 2.26 [20].

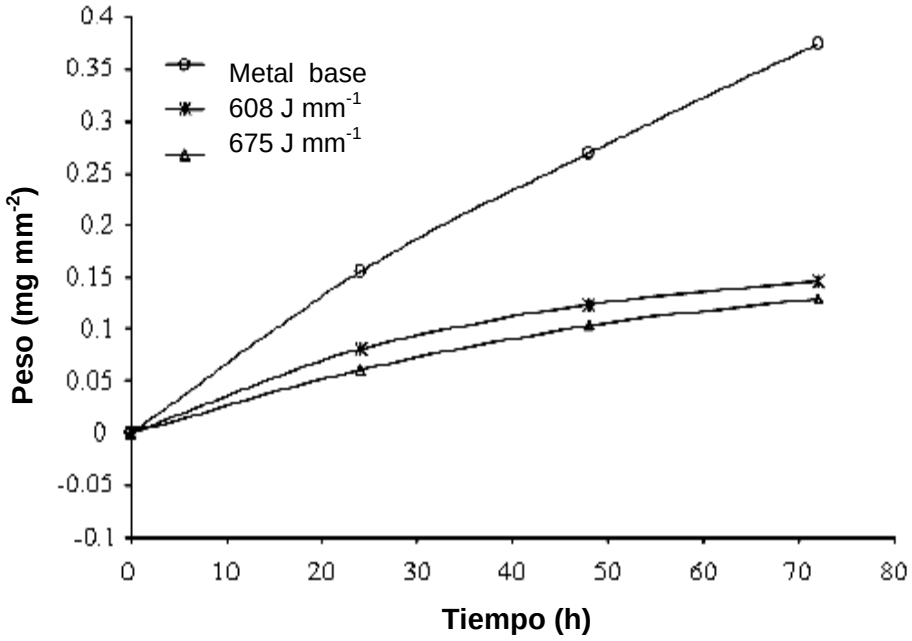


Figura 2.26 Cinética de oxidación la capa revestida de Ti y Al y el metal base

Los resultados en la figura 2.26 dan la cinética de reacción idénticos en la etapa inicial de oxidación para el material de sustrato de referencia, que se estabiliza después de 24 horas de calentamiento y otra vez se incrementa linealmente. Para las capas de revestido, muestra el aumento de peso lineal en la primera etapa y luego disminuye a crecimiento parabólico. El aumento de peso del material de referencia es 3 veces a la de las capas de revestido y casi lineal con el tiempo que indica que el revestido tiene muy baja oxidación en comparación con la de metales comunes [20].

c) Propiedades contra el desgaste

Ulutan et al. [22] realizaron la prueba al desgaste por deslizamiento para el acero AISI 4140 recubierto por polvos SiC/C en condiciones secas, con un bloque en prueba de disco de desgaste como se muestra en la figura 2.27.

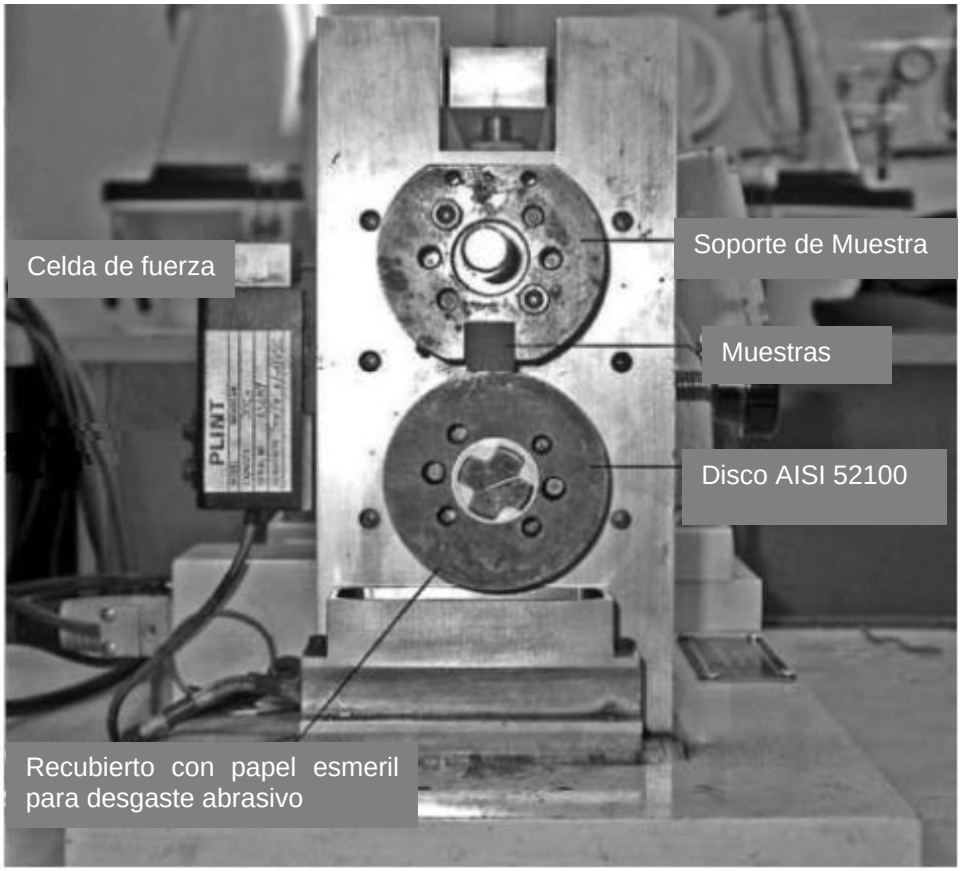


Figura 2.27 Plint TE-53 Multi propulsor de prueba de fricción y de desgaste [22]

Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y se midió la rugosidad de las muestras antes y después de las pruebas de desgaste. El disco se cubrió con una lija de SiC de 500. Después de cada prueba se midió la perdida en peso con una precisión de 10^{-4} g. Se realizaron 3 repeticiones en todas las pruebas, sacando un promedio de los datos arrojados y utilizándolos en las comparaciones. La prueba de desgaste se realizó bajo la norma ASTM G-77, aplicando cargas de 22, 32 y 42 N con una velocidad de desplazamiento de 0.63 m/s (200 rpm). La pérdida en peso se midió al término de los 100, 200, 500, 1000, 1500 y 2000 ciclos [22].

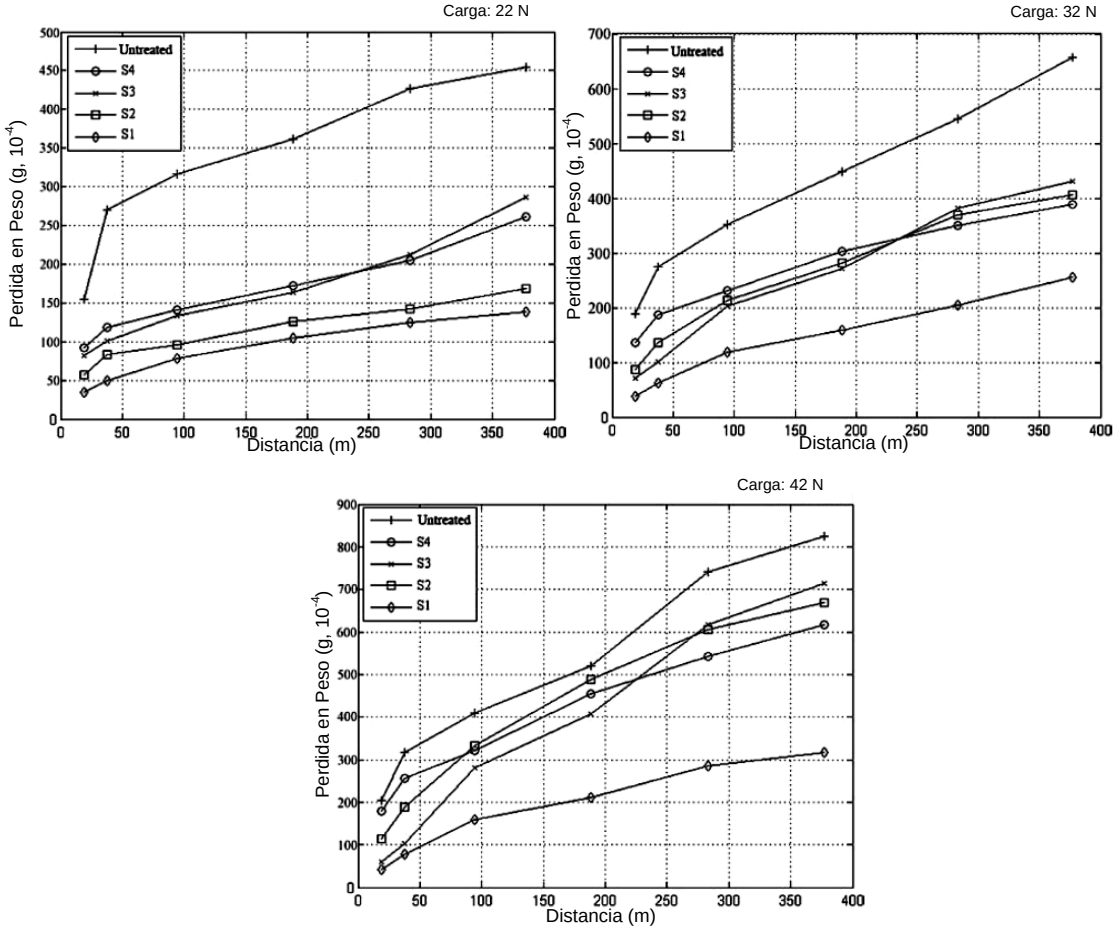


Figura 2.28 Las pérdidas de peso de las muestras en función de la distancia a diferentes cargas [22]

En la figura 2.28 se muestran los resultados arrojados en el experimento de las pérdidas de peso del recubrimiento del acero AISI 4140 bajo las condiciones de desgaste abrasivo. Observaron que las capas de compuesto son más eficaces en la mejora de la resistencia al desgaste que el sustrato al aumentar la distancia de deslizamiento. Esta mejora de la resistencia al desgaste es causada por las partículas de carburo y las fases duras que se encontraron en la capa de aleación. Estos experimentos se realizaron con tres diferentes cargas. Un aumento de la carga normal, simplemente aumenta la pérdida de peso en las mismas condiciones de deslizamiento. Esto es importante para explicar la diferencia significativa en el comportamiento frente al desgaste de las

capas recubiertas por las diferentes cantidades de polvo y las diferentes cantidades de entrada de calor.

En la muestra S1 se produjo una pérdida de masa mucho menor que todas las demás condiciones de la prueba. Esta muestra fue producida con calor de entrada y contenido de polvo menores que las demás. La microestructura observada de S1 contiene altas cantidades martensita y pequeñas de carburos, debido a su velocidad de enfriamiento que es más rápido que el de las otras muestras. Las pérdidas de peso de las muestras van cambiando de manera significativa cuando la carga se aumenta de 22 a 42 N. Las muestras S2, S3 y S4 arrojaron casi los mismos valores de pérdida de peso en 32 y 42 N.

Esto es debido al incremento de la cantidad de grafito presente debido a su contenido de C de estas muestras. Además, como podemos observar en la figura 2.28 las muestras con alto calor de entrada, la carga de calor es incrementada y la diferencia de velocidad de enfriamiento entre la superficie y las partes internas cambian mucho. Este aumento de las tensiones térmicas en los alrededores de la región de aleación, durante la experimentación conducida a altas cargas como lo es a 42 N, estas tensiones térmicas tienen un efecto negativo sobre la resistencia al desgaste [22].

2.5.2 Efecto de los parámetros de soldadura por el proceso GMAW

2.5.2.1 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en la microestructura, apariencia y geometría del cordón

a) Geometría de la soldadura

La geometría del cordón de soldadura, es decir, el ancho del cordón, la profundidad de la penetración, la altura de refuerzo, y el ángulo del pie (como se muestra en la fig. 2.29) son afectados por la tensión de arco, la corriente de soldadura y la velocidad de soldadura [14]. La penetración del cordón de soldadura se incrementa con una mejora de diámetro del alambre del electrodo, la corriente de arco, el voltaje de la soldadura, y la reducción de la velocidad de soldadura debido al alto contenido de calor del charco de fusión [34]. La influencia de la corriente de soldadura es de aproximadamente 2.5 veces mayor que la de la tensión del arco y velocidad de soldadura en la penetración [30]. Sin embargo, la penetración de la soldadura no es influenciada significativamente con el índice del flujo del gas.

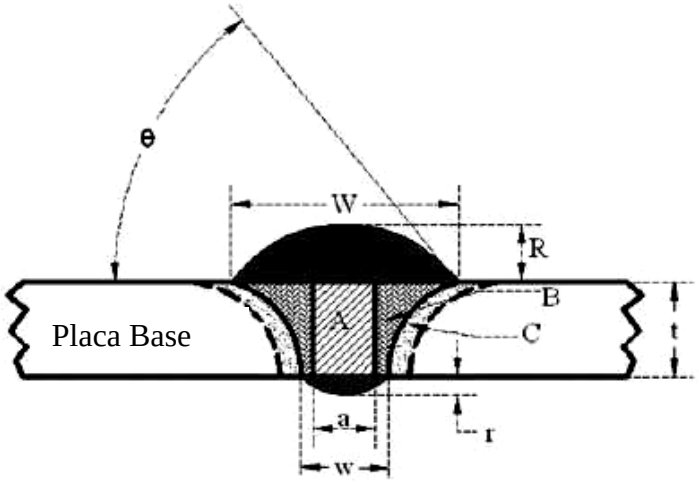


Figura 2.29 Esquema de una junta soldada a tope (**t:** espesor de la placa base; **A:** área de espacio de la unión; **B:** área fusionada del metal base; **C:** área de la zona afectada por el calor; **W:** ancho del refuerzo superior; **R:** altura del refuerzo superior; **θ:** Angulo de pie de soldadura; **w:** espesor del refuerzo inferior; **r:** altura del refuerzo inferior; **a:** longitud del espacio unión) [14]

Para tener un recubrimiento de buena calidad se requiere un cordón de soldadura presente un perfil uniforme con un mínimo de dilución. La cual ésta aumenta hasta el 50% con altas corrientes y altas velocidades de soldadura en P-GMAW [35]. Nouri et al. [36] investigaron el efecto de la velocidad de avance del alambre, la velocidad de soldadura, el espacio entre la antorcha de soldadura y la placa base y el ángulo de la pistola de soldadura en la dilución y la geometría del cordón de soldadura en el recubrimiento de P-GMA. La dilución de soldadura aumenta con la velocidad de avance y velocidad de soldadura debido a una mayor potencia del arco. Ghosh y Rai [37], mencionan que el alambre sólido puede ser sustituido por el alambre tubular con nucleó fundente o un alambre de tubular para aumentar la velocidad de depósito y la capacidad de adherencia de soldadura.

Un estudio realizado por Ghosh y Rai [37], mencionan que el ancho de la ZAC es influenciado significativamente en la variación de la frecuencia del pulso y la duración del pulso (acero C-Mn) en el proceso P-GMAW con alambre tubular. Donde hay aumento del ancho ZAC conforme aumenta la frecuencia del pulso o la duración del pulso para una determinada corriente promedio debido a un súper calentamiento en el depósito de soldadura relacionado con la temperatura de las gotas de metal. En el estudio de modelación y simulación realizado por Palani y Murugan [38] dicen que aumento de calor en el charco de soldadura es también una función de los parámetros de pulso como es la velocidad de alimentación de alambre. El ancho de la ZAC en la soldadura de corriente pulsada fue relativamente menor que la corriente de soldadura continua, para una frecuencia de pulso baja o una duración del pulso baja significa mantener una corriente constante. El voltaje del arco y velocidad de soldadura mejora significativamente y reduce el ancho ZAC, respectivamente, relacionados con la energía de arco, de acuerdo con la ecuación 3 [14].

b) Porosidad en la soldadura

El contenido de la porosidad del cordón de soldadura y la microestructura de la soldadura se ven influenciados por la variación de la fuerza del arco y el comportamiento de la transferencia del metal en GMAW. El contenido de la porosidad se reduce con el adecuado ajuste de parámetros de pulso en el P-GMAW. La transferencia de calor y el flujo de líquido en el charco de soldadura se ven significativamente afectados por los parámetros de pulso, que influyen en el gradiente de temperatura, la velocidad local de enfriamiento y el modo de solidificación. Por lo tanto, la microestructura de la soldadura, es decir, el tamaño de grano, morfología de los granos y las fases, cambian con la variación de los parámetros de pulso [14].

La formación de la porosidad en la soldadura depende principalmente de la contaminación y el consumo de la atmósfera de protección. Así como también depende de la variación de los parámetros de pulso en el P-GMAW que influyen en las características del arco y de la atmósfera de protección alrededor del charco de soldadura. La porosidad también puede depender de las dimensiones de la geometría del cordón de soldadura, tales como relación del refuerzo de soldadura (R) y el ancho (W), es decir, la convexidad del grano y W / (P + R), (donde, P significa la profundidad de penetración), lo que indica la delgadez del cordón. La porosidad se reduce con un menor "R / W" y aumenta con W / (P + R) debido a un mejor escape de gas [14].

Sin embargo, la variación del voltaje en el arco no influye en el contenido de la porosidad de la soldadura de manera significativa en una determinada corriente. Por lo tanto, el contenido de la porosidad puede ser reducida a una velocidad de soldadura mayor cuando la corriente media es también mayor [37].

c) Microestructura de la soldadura

Varios defectos micro estructurales tales como engrosamiento de grano, precipitación de carburos y la formación de martensita a menudo se presentan en la ZAC de las soldaduras de acero baja aleación, que reducen la resistencia a la fractura con el aumento de la tendencia a la rotura frágil. Varias técnicas de temple intermedias e intercríticas pueden proporcionar microestructura homogénea, lo que puede mejorar las propiedades mecánicas de la soldadura.

El charco de soldadura solidificado y la correspondiente zona afectada por el calor del metal base son llamados como ZW y ZAC respectivamente. La velocidad de enfriamiento y la temperatura máxima principalmente dictan el modo de solidificación y el contenido de fases de la microestructura de la soldadura. La influencia del gradiente de temperatura en el modo de solidificación se muestra en la figura 2.30 [14].

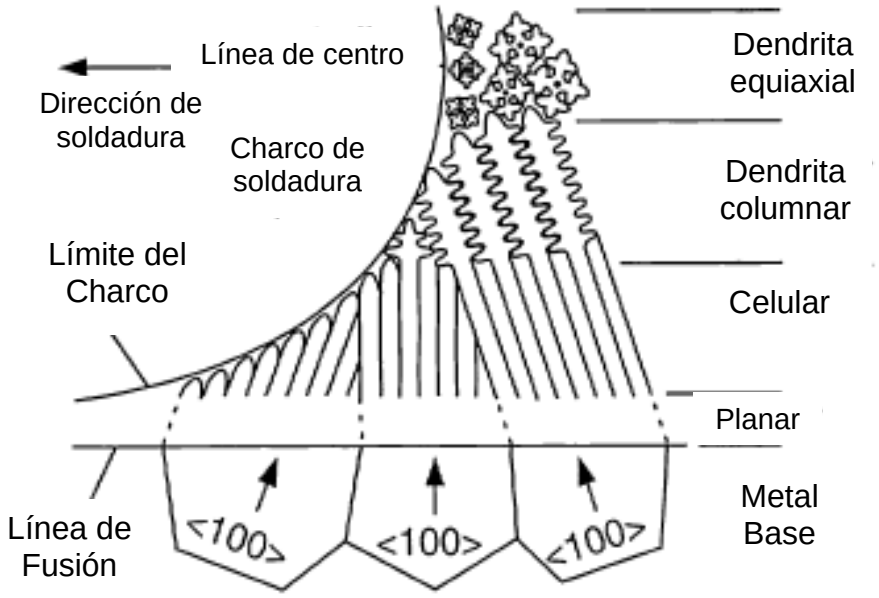


Figura 2.30 Variación en los modos de solidificación a través de la zona de fusión [14]

Se encontró que la morfología de los granos pasa de celular a dendrítica columnar y está a dendríticas equiaxial a partir de la línea de fusión al centro de la soldadura por el fácil crecimiento en la dirección del grano del metal base <100>. La sección transversal del grano columnar de austenita, es decir, los hexágonos cambian de límite de grano de la ferrita (GBF) a placas laterales de ferrita Widmanstätten (WF) a la ferrita acicular (AF) con el aumento de la temperatura de enfriamiento desde 800 hasta 500 ^{o}C en caso de la soldadura de los acero de bajo carbono y de baja aleación, como se muestra en el diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), (fig. 2.31) [14].

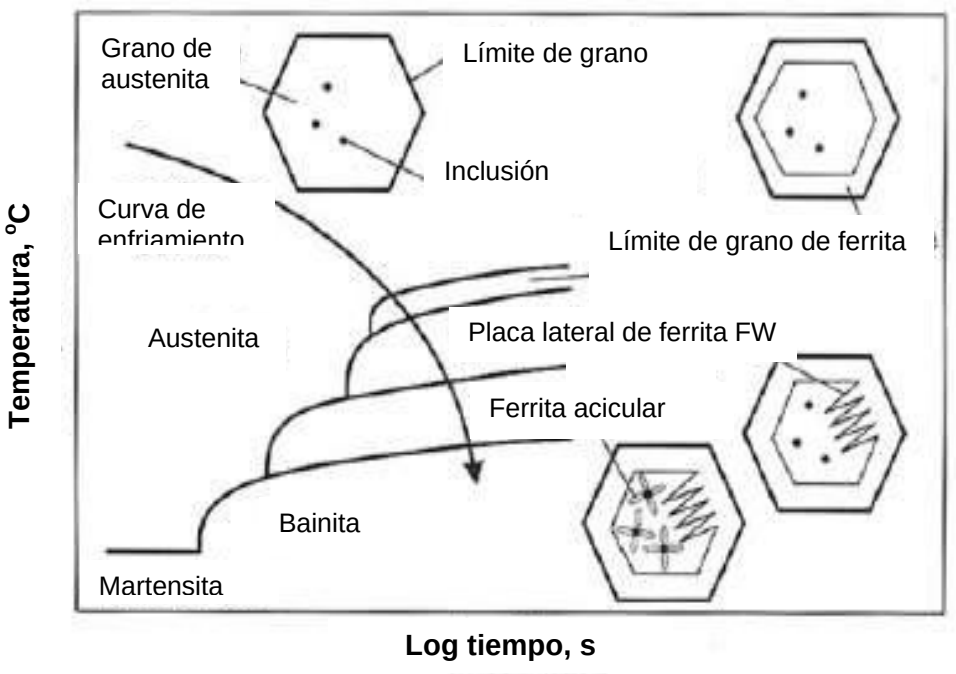


Figura 2.31 Diagrama de enfriamiento continúo de un metal de soldadura de un acero de bajo carbono [14]

El mecanismo de formación de la fase en la ZAC es el mismo que las fases que ocurren en el metal de soldadura, excepto por “AF”. La temperatura máxima en la ZAC es un poco más allá de la temperatura crítica menor del metal de soldadura de acero de bajo carbono. Por lo tanto, las colonias de

perlita se transforman en austenita, y se expanden ligeramente en la matriz de ferrita durante el calentamiento (de 1 a 2) y luego se descomponen en granos finos de ferrita-perlita durante el enfriamiento (de 2 a 3), como se muestra con hierro diagrama de carbono (fig. 2.32). Sin embargo, hay algunos granos gruesos de austenita retenida en el ZAC cerca de la línea de fusión debido a la falta de difusión de carbono suficiente de austenita a ferrita. Los gases de protección pueden interactuar con el charco de soldadura en la cual puede producir inclusiones en la soldadura. La presencia de estas inclusiones nos puede perjudicar a las propiedades de la soldadura. Sin embargo, bajo ciertas condiciones (bajas temperaturas, altas velocidades de enfriamiento, tamaños de grano de austenita grandes), los granos de ferrita acicular nuclean en las inclusiones no metálicas, los cuales proporcionan una microestructura relativamente fuerte y dura [14].

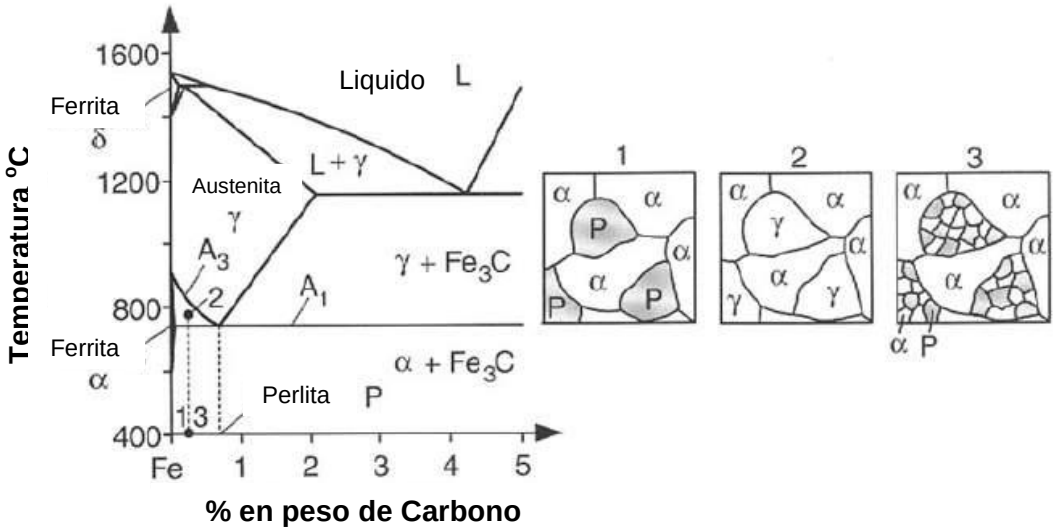


Figura 2.32 Mecanismo parcial de refinamiento de grano en acero al carbono [14]

Los parámetros de pulso afectan significativamente al ciclo térmico de la soldadura y a las características de arco en el P-GMAW, que influyen indirectamente en la microestructura de la soldadura. La corriente pulsante resulta en una variación periódica de las fuerzas del arco. Un poco de líquido adicional fluye debido a esta fuerza generada que puede reducir la temperatura

en la interfaz del frente de solidificación. La amplitud de las oscilaciones térmicas en el charco de soldadura se incrementa con el aumento de la proporción máxima de las corrientes base y se reduce con la frecuencia del pulso mayor. Las temperaturas inherentes de fluctuación en la soldadura pulsada también conducen a un cambio continuo en el tamaño y la forma del charco de soldadura, lo que favorece el crecimiento de nuevos granos. Los nuevos granos que se han encontrado, son regularmente orientados hacia la dirección de mayor gradiente térmico en la interfase de charco de fusión de soldadura y el metal base sólido. Por lo tanto, el refinamiento de grano se observó en soldadura P-GMA [14].

Ghosh et al. [39] ampliaron su investigación en la microestructura de soldadura de acero a tope vertical ascendente del P-GMAW y GMAW con corto circuito. El charco se fusión solidificado (ZW) contenía una microestructura dendrítica con un importante crecimiento epitaxial de dendritas. La relación de aspecto de las dendritas reducido a la unidad en el centro de la soldadura. No hubo una variación significativa del cordón de soldadura, tanto en los procesos del calor de entrada constante, pero la morfología de las dendritas cambió con la variación de los parámetros de pulso. El cordón de soldadura, se encontró que era más fino con un aumento de los parámetros en una determinada corriente media, lo que aumenta el área de la frontera de la dendrita y la cantidad de ferrita en la matriz.

En el trabajo realizado por Cleiton C. Silva et al. [27] nos menciona que en primera etapa cuando aumenta la entrada de calor de la soldadura hay un aumento del tamaño de la zona dura (ZD). La zona blanda (ZB) también sigue el mismo comportamiento que la ZD, cada vez mayor en relación con la entrada de calor de la soldadura. Las evaluaciones de refuerzo y la penetración de los cordones de soldadura muestran comportamientos diferentes para cada región a medida que aumenta la entrada de calor de la soldadura. Tomando en cuenta que el refuerzo de la soldadura aumento conforme incrementa el calor de

entrada en la soldadura. En cuanto a la penetración, no hubo variación en relación con el aumento en la entrada de calor de la soldadura. Así como el uso de altas energías en la primera capa provoca un crecimiento de grano alto, también ocurre el refinamiento de ZACGG (zona afectada por el calor con grano grueso) lo cual es difícil en la aplicación de la segunda capa. En la segunda etapa también se evaluaron las muestras soldadas en unión en V por microscopia óptica de barrido a diferentes relaciones de calor de entrada como se muestra en la figura 2.33 (a y b) donde podemos observar la para la relación 5/5 kJ/cm la formación de granos grandes me bainita junto con la presencia de placas de martensita [27].

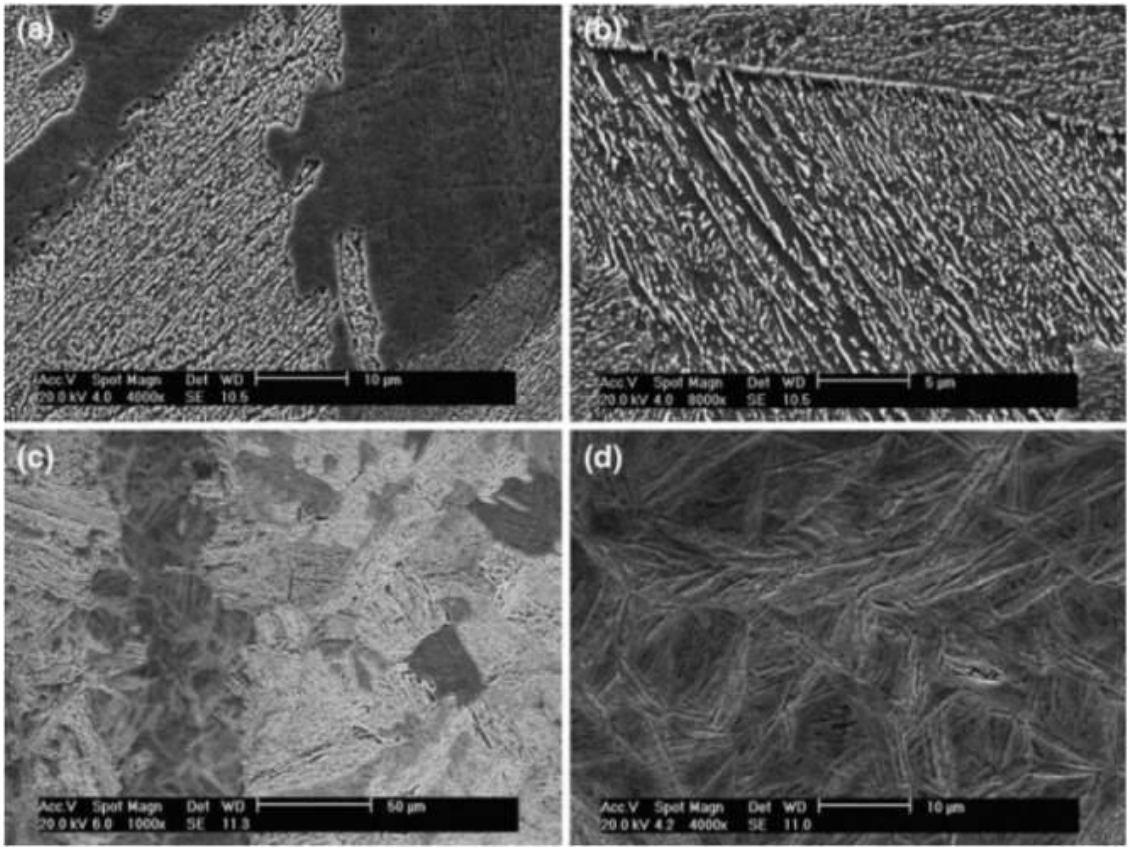


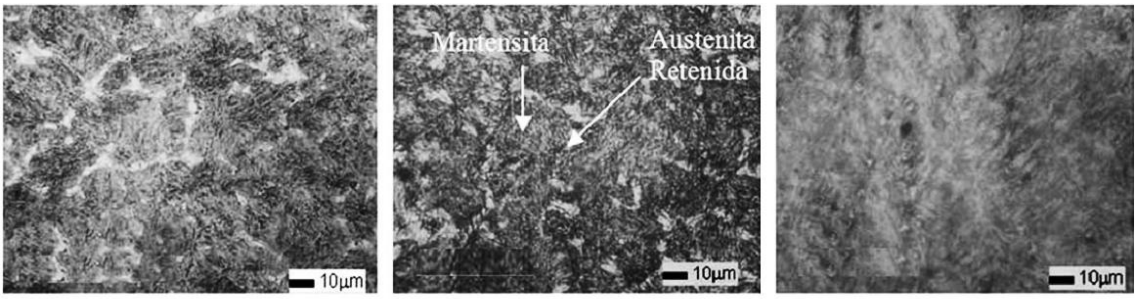
Figura 2.33 SEM en las regiones de la ZAC: (a, b) muestra soldada con 5/5 kJ/cm y sometidas a PWHT; (c, d) muestra soldada con 15/5 kJ/cm y sometidas a PWHT [27]

En la figura 2.33(c), las bandas brillantes (oscuras en SEM) se componen de martensita. Además, las bandas oscuras (bandas brillantes en SEM) se

componen de mezcla de bainita superior y martensita. Analizando el interior de los bloques de martensita en las bandas brillantes (oscuro en el análisis SEM) fig. 2.33 (d) se observaron a detalle agujas de bainita inferior [27].

En el trabajo realizado por A. Gualco et al. [28] donde se aplicó un recargue martensítico en una probeta de acero SAE 1010 en la cual de la probeta soldada se extrajeron 12 cortes transversales de 10 mm de espesor, sobre 10 de los cuales se realizaron los tratamientos térmicos post-soldadura a 500, 550, 600, 650 y 680 ^{o}C, durante 2 horas.

En la figura 2.34 podemos observar la microestructura del metal depositado en un corte transversal a una distancia de 100 micras de la superficie en la línea central de depósito de soldadura de la probeta.



(a) Soldado (b) 550 °C (c) 680 °C

Figura 2.34 Microestructura de la superficie de desgaste para diferentes temperaturas de tratamiento térmico [28]

Para la condición de soldado sin tratamiento (por sus siglas en ingles As Welded) (figura 2.34) podemos ver una microestructura compuestas por martensita y austenita retenida. La presencia de la austenita retenida es debido al aumento de la aleación lo que produce una disminución de la temperatura de inicio de transformación de la martensita (Ms) [40]. Según reportes anteriores se puede dar lugar a precipitaciones de pequeños carburos, que pueden ser del tipo $M_{23}C_6$ y M_6C_3, debido a que el depósito fue de varias capas provocando un revenido de la martensita con los sucesivos cordones [41].

En las distintas condiciones del tratamiento térmico, se produjo la descomposición de la austenita retenida en martensita. En la microestructura observada en la figura 2.34, que al aumentar la temperatura del tratamiento térmico, disminuye la fracción de la austenita retenida. En la figura 2.35 se muestran los espectros obtenidos para las probetas en condición de soldado sin tratamiento (As Welded) y con tratamiento térmico de 550 y 680 ^{o}C [28].

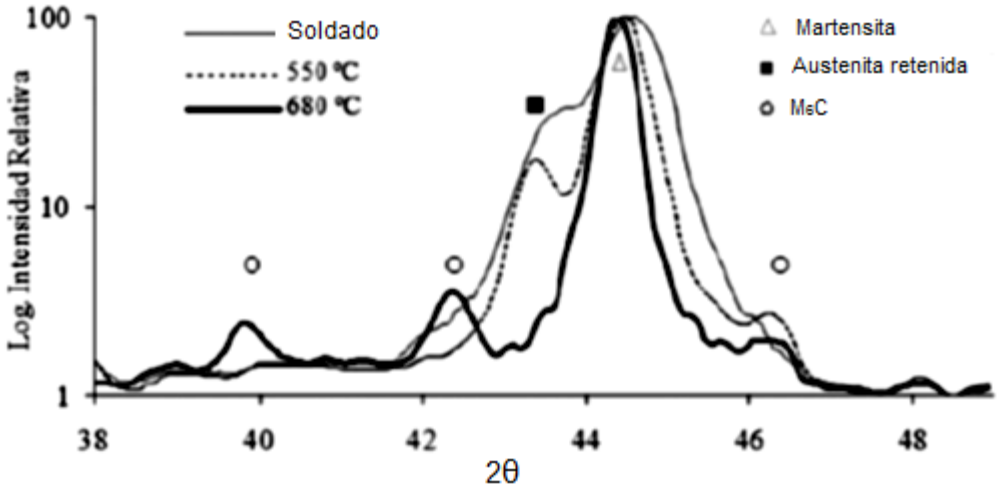


Figura 2.35 Espectro de difracción de rayos X (XRD) de las probetas con tratamiento térmico [28]

En los espectros podemos observar, que para las muestras con T.T. hay presencia de carburos tipo M_6C y una disminución del ancho de las reflexiones y los corrimientos de las reflexiones de martensita esto producido por el alivio de tensiones y una disminución del contenido de solutos en la red. La presencia de estos carburos se ve incrementada para la condición de 680 ^{o}C, asociada con una mayor precipitación. El aumento del porcentaje de la martensita se originó a expensas de la transformación de austenita en dicha fase [42].

2.5.2.2 Efecto de los parámetros del proceso de soldadura en las propiedades mecánicas

Los principales desafíos en las industrias de fabricación incluyen soportar las cada vez más esfuerzos y temperaturas sin la aparición de un desastroso fracaso en las diferentes condiciones de servicio. La dureza de la soldadura, resistencia a la tracción de la unión, la resistencia al impacto y resistencia a la fatiga principalmente indican las características mecánicas de la soldadura. Las propiedades de tracción de la unión soldada dependen principalmente de la forma de cordón de soldadura y la microestructura de la soldadura, influenciada por los parámetros del proceso de GMAW. Las propiedades de fatiga dependen principalmente sobre el contenido de la porosidad de soldadura y la generación de esfuerzos residuales va relacionada con la forma del cordón de soldadura. La penetración de la soldadura tiene un gran impacto en la fuerza de la unión y su vida útil. La dilución de soldadura determina el grado de fusión del metal base, que debe ser adecuado para mantener la calidad de la soldadura. El área de ZAC tiene que ser reducido para mejorar la calidad de la soldadura en aceros al carbono. La variación de dureza en la interfaz de ZW y la ZAC son altamente correlacionados con la resistencia de la unión. La tendencia de debilitamiento de la unión puede ser significativamente reducida en soldadura de ferrosos, así como en las soldaduras de no ferrosos con una selección apropiada de los parámetros de pulso en el P-GMAW. También se encontró que para mantener la calidad de las soldaduras se han utilizados varias técnicas de tratamiento térmico post-soldadura [14].

a) Dureza

Ghosh y Rai [37] mencionan que los parámetros de pulso afectan a la microestructura de la soldadura, que alternadamente influyen en la dureza de la soldadura. Un aumento de la frecuencia o duración del pulso en una corriente media constante reduce la dureza en la zona de fusión de la soldadura de un

acero al carbono, así como ZAC. Sin embargo, un aumento del voltaje de arco o la velocidad de soldadura en el P-GMAW aumenta significativamente la dureza de la soldadura. También se encontró que la dureza del cordón de soldadura se reduce con un aumento de la corriente media, especialmente con una mayor frecuencia del pulso o menor duración del pulso y baja tensión del arco. La razón fue el engrosamiento del grano debido a un aumento en el súper calentamiento del charco de la soldadura. La variación de la dureza de la soldadura con una corriente media y velocidad de soldadura resulta ser casi igual en ambos, así como en las condiciones del pulsado [14].

La variación de la dureza no sólo depende del grado de refinamiento de grano, sino también en la formación de la fase secundaria [39]. El metal de soldadura de acero al carbono tiene dureza significativamente mayor que el metal base debido al refinamiento del grano, que contiene mayor cantidad de “AF”, “B” y comparativamente perlita fina a menos calor de entrada [43].

Según Gural et al. [43] encontraron que la dureza de la ZAC cercana a la línea de fusión era más alta que en el metal base, debido principalmente a la baja temperatura del charco de soldadura, lo que reduce la cantidad de transformación de austenita a bainita. Por lo tanto, la dureza de la ZAC cerca de la línea de fusión no se redujo con engrosamiento de grano debido a la presencia de la austenita retenida en la matriz. Sin embargo, el engrosamiento del grano también se podrá considerar que sean predominantes en la reducción de la dureza en la ZAC en soldaduras de acero al carbono de baja aleación (0.08% C).

En la figura 2.36 podemos observar los perfiles de dureza realizados en las sección transversal en la región de la ZAC para diferentes calores de entrada en la primera etapa del material de acero AISI 4140 soldado con un electrodo AWS E8018 B2 esto realizado en un estudio por Silva et al. [27]

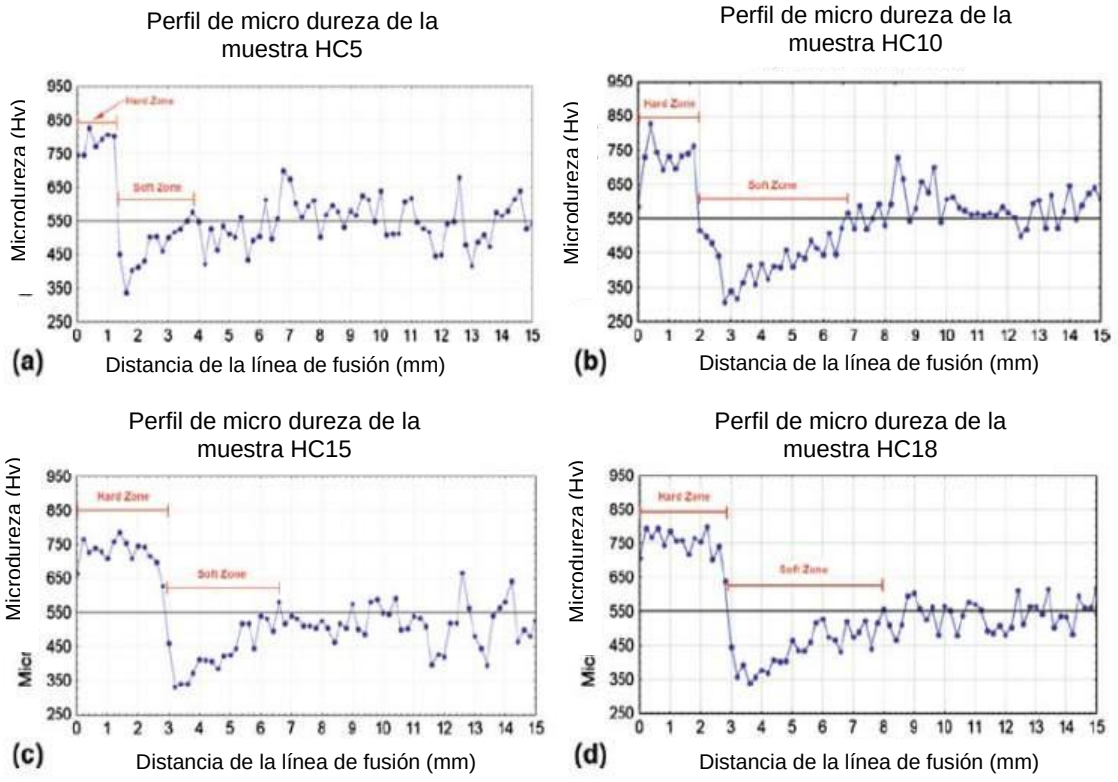


Figura 2.36 Perfiles de pruebas de microdureza en muestras de acero AISI 4140: (a) 5 kJ/cm, (b) 10 kJ/cm, (c) 15 kJ/cm y (d) 20 kJ/cm [27]

En la figura 2.36 se observa una gran dureza por la cercanía con el cordón de soldadura con valores de alrededor de 750 Hv, conociendo esta región como la zona dura (ZD). Después se puede ver que hay una caída en los valores de dureza causada por el temple de la microestructura proporcionadas por la entrada de calor de la soldadura, esta región conocida como zona blanda (ZB). También se muestra que con el aumento del calor de entrada de la soldadura aumenta el tamaño de la ZD. La zona ZB también sigue el mismo comportamiento que la ZD, cada vez mayor en relación con la entrada de calor de la soldadura [27].

Los resultados que se arrojaron en la etapa dos se muestran en la figura 2.37 (a) muestra las diversas regiones a lo largo de la ZAC de la unión en V para la relación entre el calor de entrada en la soldadura de 5.5 kJ/cm sin tratamiento térmico post-soldadura (PWHT). Las regiones de la ZAC se templaron y refinaron de manera satisfactoria, se presentan rangos de dureza de 248-257 HV (punto B y C). Además, la región en el extremo derecho de la unión en V (punto D) no se perfecciono por completo, pero presenta una dureza de 267 HV, compatible con el templado y regiones refinadas.

En la figura 2.37 (b) se observa la muestra soldada con una relación de calor de entrada de soldadura de 5.5 kJ/cm y sometido a tratamiento térmico post-soldadura (PWHT). En general, las muestras soldadas con esta velocidad de calor de entrada (5.5 kJ/cm), con y sin PWHT, presento el mayor grado de refinación, con muy pocas regiones que tiene microestructura gruesa (los puntos A y D), como se muestra en la figura 2.37 (a) y (b). La dureza de estas regiones también fue satisfactoria, presentando valores cercanos a 260 HV para el punto A y 219 HV para los puntos B y C [27].

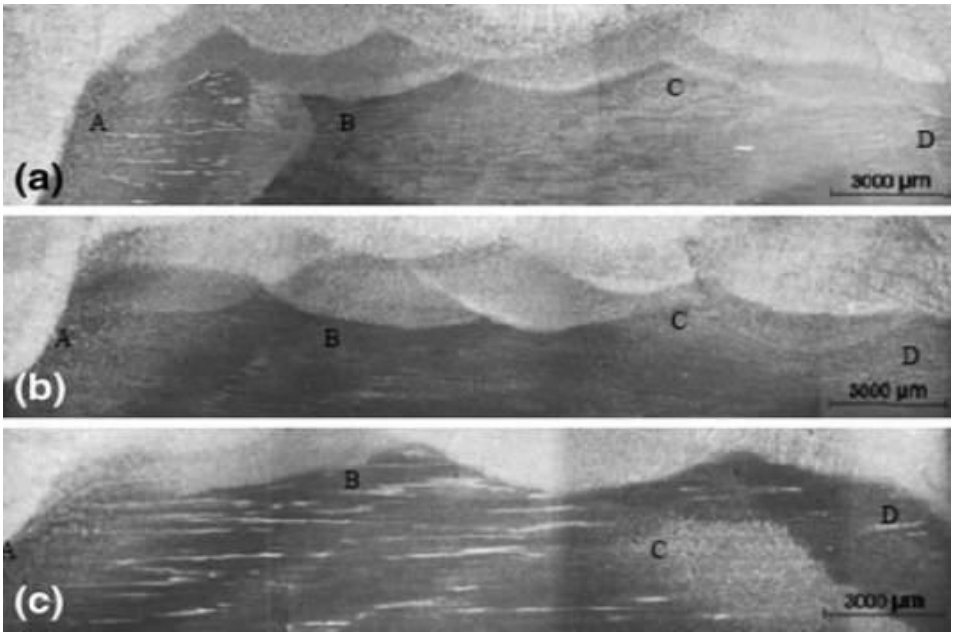


Figura 2.37 Extensión de la ZAC: 5/5 kJ/cm sin PWHT, (b) 5/5 kJ/cm con PWHT, y (c) 15/5 kJ/cm sin PWHT [27]

La muestra de soldadura con la relación de calor de aporte de 15/5 kJ/cm sin tratamiento térmico post-soldadura (PWHT) presenta regiones parcialmente refinadas (punto A), presenta valores de dureza de 279 HV, como se muestra en la figura 2.37 (c). Además, como el punto A, punto C en la figura 2.37 (c) muestra la presencia de regiones parcialmente refinadas, con baja dureza de alrededor de 260 HV. El punto B se compone de las regiones que presentaron refinación completa y el temple de la microestructura con valores de dureza alrededor de 250 HV.

De los perfiles de micro dureza se puede observar que el ablandamiento de la HZ de la primera capa, debido a la perfecta igualdad con la segunda capa. Las muestras que fueron sometidas a pruebas de tratamiento térmico post-soldadura (PWHT) muestran que el tratamiento proporciona una mayor reducción de la dureza y una mayor uniformidad a lo largo de la ZAC, en comparación con las muestras de ensayo soldado con una deposición en la segunda capa sin tratamiento térmico post-soldadura (PWHT). De acuerdo con los criterios de la dureza de aceptación establecidos en la metodología, solo la relación entre la entrada de calor 5/5 kJ/cm fue capaz de reducir la dureza de la ZAC a menos de 300 HV. Considerando que el PWHT fue capaz de reducir la dureza en todas las condiciones de soldadura evaluadas [27].

En el trabajo realizado por Gualco et al. explicado en el punto anterior, también se realizó la prueba de microdureza con una carga aplicada de 1000 g (HV 1) en diversas zonas adyacentes a la superficie de desgaste para cada condición de tratamiento térmico y AW como se muestra en la figura 2.38 [28].

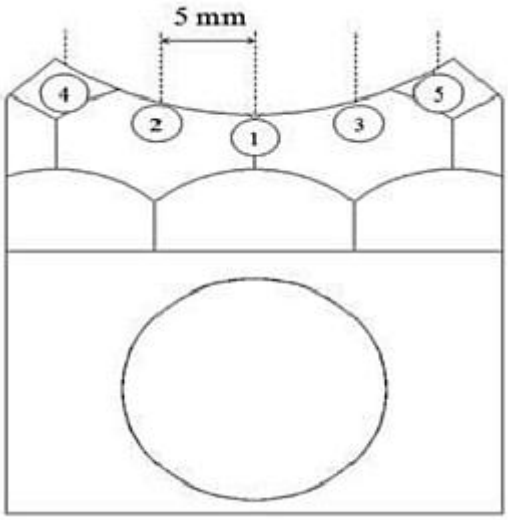


Figura 2.38 Esquema de barrido de dureza superficial [28]

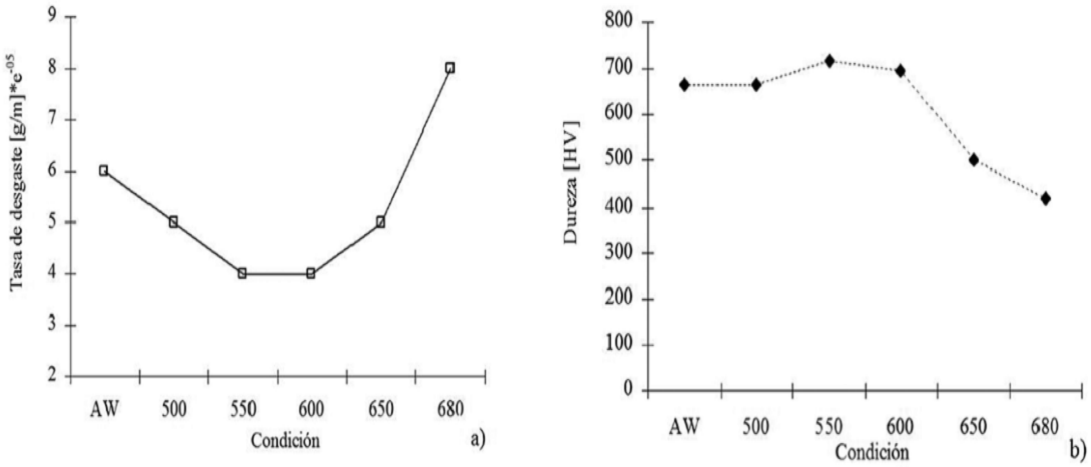


Figura 2.39 a) y b) Tasa de desgaste y dureza en función de la temperatura de tratamiento térmico [28]

En las figuras 2.39, se puede observar que existe una relación evidente entre la resistencia al desgate y la dureza del depósito para este material, donde nos dice que al aumentar la dureza disminuye la tasa de degaste. Se observa que entre la condición de AW y 500 ^{o}C, la dureza sobre la superficie al desgaste se mantuvo constante. Para 550 ^{o}C y 600 ^{o}C se produjo un incremento de dureza hasta alcanzar un máximo de 710 HV y una disminución de la tasa de desgaste hasta el valor mínimo.

b) Fuerza de tensión y resistencia al impacto en uniones soldadas

La fuerza de tensión de las uniones de soldadura de acero al carbono dependen de grado del refinamiento del grano, la cantidad de la ferrita pro-eutectoide y el contenido de porosidad. Es también difícil mantener la fuerza de tensión de la unión debido al inapropiado cordón de soldadura, especialmente de caso de la soldadura de posición [39].

Ghosh et al. [39] han tratado de mejorar la resistencia de soldadura con la variación de los parámetros de pulso en vertical ascendente del P-GMAW. La resistencia al impacto de la zona de fusión y la ZAC en la unión soldada de acero al carbono se encontró que era significativamente mayor en el refinamiento de la microestructura y mayor contenido de ferrita del metal de soldadura con el aumento de los parámetros. Sin embargo, esta variación no fue muy significativa, con una corriente media en modo de pulso o de soldadura GMA de cortó circuito. Sin embargo, la tenacidad de soldadura reduce considerablemente con la reducción de la temperatura de ensayo.

Otra las pruebas que se consideran importantes para el desempeño de las piezas soldadas en la prueba de impacto Charpy. Los resultados de la prueba de impacto Charpy-V presentados por Silva et al. [27] presentan una variación significativa en términos de energía absorbida entre las muestras de ensayo con y sin PWHT (figura 2.40). Las muestras que se sometieron a PWHT absorben un mayor nivel de energía que las muestras en condición de soldado (sin PWHT). Los criterios de resistencia fueron consideradas satisfactorias para todas las condiciones de entrada de calor aplicado en este trabajo, ya que se alcanzaron niveles de dureza mayor que el metal base.

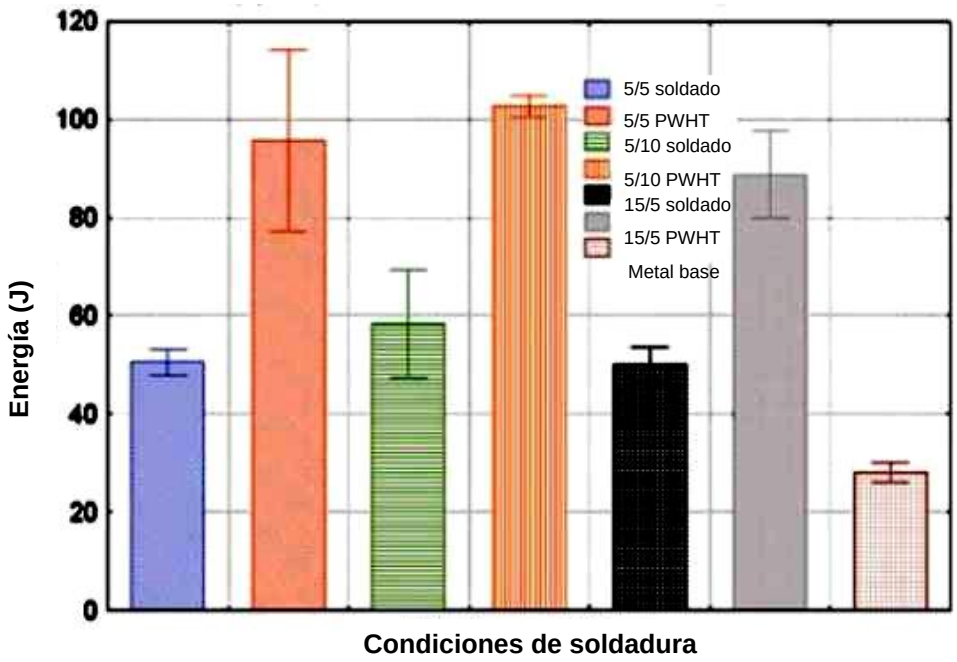


Figura 2.40 Resultado de la prueba de muestras de impacto Charpy-V [27]

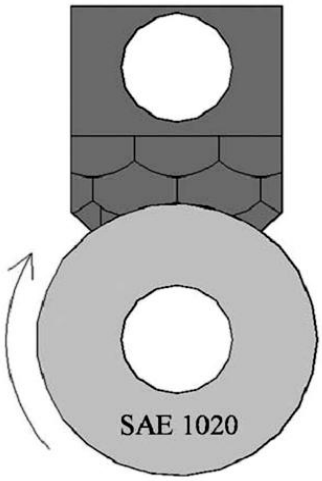
c) Propiedades a la fatiga en una soldadura

Una reciente investigación realizada por Ghosh et al. [39] donde mencionan que la resistencia a la fatiga de la soldadura está influenciada principalmente por el esfuerzo residual o la concentración de esfuerzos, las propiedades mecánicas de los materiales de base, y la microestructura de la soldadura. Para mantener las propiedades de soldadura en la carga cíclica es muy crítico, sobre todo en el caso de la estructura posicional soldada. La resistencia a la fatiga de una soldadura a tope de las placas de acero estructural en vertical ascendente del P-GMAW se ha investigado. La resistencia a la fatiga de la soldadura se ha reducido con un aumento del ángulo de convergencia del grano debido al efecto que tiene la muesca, pero se ha mejorado con un incremento de los parámetros. Esto es causado por la reducción del ángulo de convergencia de soldadura y la mejora de la forma del factor con un aumento de los parámetros de pulso, específicamente a baja corriente media.

d) Resistencia al desgaste en soldadura

En el estudio realizado por Gualco et al. [28] también se estudió del comportamiento frente al desgaste en función de la distancia recorrida durante el deslizamiento de la rueda sobre la placa, determinándose la pérdida en peso para 275, 550, 825, 1100, 1375, 1650, 3300 y 4950 m recorridos. Finalmente se observaron las superficies de desgaste mediante microscopia óptica y electrónica de barrido (SEM), así como cortes longitudinales a fin de determinar los mecanismos de desgaste involucrados.

Esta prueba se realizó con el mecanizado en las probetas tratadas térmicamente y en condición de soldado (as welded - AW), ya que la aplicación está asociada a contacto metálico con deslizamiento puro a temperaturas en el rango de 20 – 600 ^{o}C. El ensayo se realizó en una maquina AMSLER en condición de deslizamiento puro, con una carga aplicada de 1250 N. la geometría de las probetas empleadas se muestra en la figura 2.41 [28].



Material empleado acero SAE 1020

Radio de la rueda = 20 mm

Vel. De rotación= 220 rpm

Figura 2.41 Esquema de par de desgaste [28]

En la figura 2.42, se muestra los resultados obtenidos en el ensayo de desgaste de deslizamiento puro metal-metal. En esta figura se grafica la pérdida en peso de la placa en función de la distancia recorrida de la rueda sobre la placa a distintas temperaturas de tratamiento térmico [28].

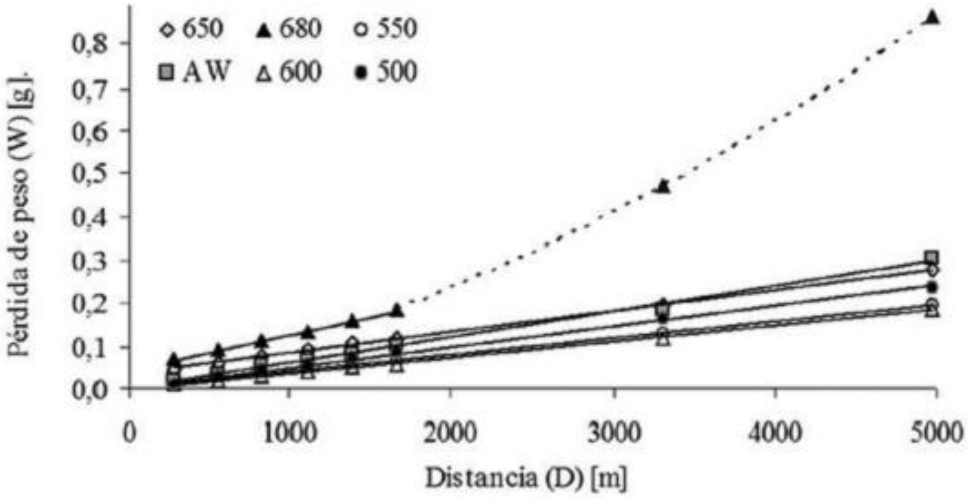


Figura 2.42 Pérdida de peso en función de la distancia recorrida [28]

A una distancia recorrida de 5000 m y en condiciones de tratamiento térmico excepto para la de 680 ^{o}C se presentaron una menor pérdida en peso que la condición de soldado (AW). Como podemos ver el menor desgaste se produjo para las probetas tratadas a 550 ^{o}C y 600 ^{o}C. Para la probeta tratada a 680 ^{o}C se obtuvo una pérdida de peso muy superior, principalmente para distancias superiores de los 1660 m. Estos hechos podrían estar asociados con el crecimiento y la pérdida de coherencia de los precipitados de carburos y la pérdida de carbono de la martensita, lo que produce una disminución de dureza en la matriz, por lo que aumenta la deformación o desgaste. El aumento del tamaño y la distancia de los carburos entre si también favorecen a la adherencia de las superficies [28].

CAPÍTULO 3

DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

Debido a la necesidad del ahorro de tiempo y dinero en la reparación de las matrices y punzones de los aceros al carbono de baja aleación como es el AISI 4140 se ha implementado una aplicación superficial de un recubrimiento o recargue duro ya que este puede proporcionar propiedades de superficie necesarias en estos acero como lo son resistencia al desgaste y a la corrosión la cual es producida por soldadura convencional. En los últimos años se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico ya que este procedimiento también puede extender la vida útil dentro de las más variadas industrias.

Ya que estos procesos de soldadura involucran muchos fenómenos metalúrgicos como la fusión, transformaciones de fase, crecimiento de grano, así como deformaciones causadas por el calor (tensiones y contracciones). Se debe de tomar en cuenta algunos aspectos como la soldabilidad y el cuidado en la elección del material de aporte y los parámetros de soldadura ya que se puede obtener un crecimiento excesivo de grano y formación de martensita con un alto nivel de dureza en la ZAC, que cuando se asocia con la presencia de hidrogeno y esfuerzo de tracción residual puede causar grietas en frio. Otro de los puntos en los cuales se debe de tener en consideración es la dilución que

desde el punto de vista metalúrgico, la composición y las propiedades de superficie son fuertemente influenciadas por esta. Una de las principales cuestiones de la reparación de estas matrices o punzones se debe a la obtención tanto de fases, dilución, propiedades mecánicas y la apariencia en la soldadura.

Debido al intenso calentamiento y rápidos ciclos de enfriamientos inherentes al proceso; afectando las propiedades mecánicas de la junta a tal punto de fallar en la zona afectada por el calor (ZAC). Se han realizado investigaciones sobre la influencia de los parámetros de soldadura, sin embargo estos parámetros de soldadura tales como el voltaje de arco, la intensidad de corriente y la velocidad de soldadura son variables primarias u operacionales que pueden cambiar la geometría, la zona de fusión, la zona afectada por el calor, las propiedades mecánicas, localización de la zona de falla y la microestructura de las soldaduras del acero. Se ha mostrado que la penetración depende de la tensión del arco, velocidad de avance pero principalmente de la corriente, el exceso de penetración es la resultante de un excesivo calor de entrada en la soldadura esto se corrige disminuyendo la corriente, en el refuerzo y ancho del cordón se puede constatar que la corriente y la velocidad de avance tienen el mismo afecto sobre ambas características (a velocidades bajas, la altura y el ancho del cordón aumentan y al elevar la corriente ambas dimensiones también aumentan). Por otro lado, al reducir excesivamente la velocidad de avance puede causar traslape y un excesivo calor lo que implica un aumento en la zona afectada por el calor y un distorsiona miento en el metal base.

Por el mismo motivo es importante tener en cuenta el calor de entrada en este proceso ya que en ella se encuentran las principales variables a considerar en el proceso de reparación de las matrices y punzones, ya que cada una de ellas nos proporciona diferentes características en las soldadura tanto como la porosidad si llega haber una disminución del calor de entrada, como también

con el aumento del mismo calor nos proporciona un engrosamiento de grano, fases demasiado duras, así como fases secundarias las cuales ayudan a aumentar dichas propiedades, como lo son la dureza, resistencia a la fatiga y la resistencia al desgaste.

Durante esta investigación se apreció que para los recubrimientos producidos por el proceso GTAW, se obtuvieron microestructuras dendríticas obteniendo mayor concentración en la superficie y desapareciendo en la región cercana a sustrato, para los recubrimientos de SiC/C los mejores resultados de dureza y resistencia al desgaste fueron a menor calor de entrada, esto provocado por la presencia de fases duras (martensita) y pequeñas cantidades de carburos; la dureza aumento hasta 4.5 veces más que el valor del metal base y resistencia al desgaste fue más eficaz al aumentar la distancia de desplazamiento que el metal base. En el proceso de recubrimiento implicado por el proceso GMAW el cual se dio a un acero AISI 1010 en el cual se aplicó un alambre tubular martensítico con un calor de entrada aplicado de 2.8 kJ/mm y un tratamiento posterior a la soldadura, en este se obtuvo una microestructura de martensita y austenita retenida con la presencia de pequeñas cantidades de carburos tipo $M_{23}C_6$ y M_6C_3 debido al revenido de la martensita provocada el depósito de las varias capas de los cordones. También se observó que existió una relación entre la dureza y la resistencia al desgaste, al aumentar la dureza disminuye la resistencia al desgaste. La disminución de dureza en la matriz, por lo que aumenta la deformación o desgaste esta asociado con el crecimiento y la pérdida de coherencia de los precipitados de carburos y la pérdida de carbono de la martensita.

También se han desarrollado diferentes variantes de los procesos en los cuales se pueden producir una disminución del calor de entrada como es el desarrollado por la empresa Fronius llamado transferencia de metal enfrió (CMT), los cuales llegan a producir recubrimientos superficiales con las propiedades requeridas por la empresa. El cual nos ayudaría a obtener poco

por ciento de dilución así como unas ZAC menor que con los otros procesos convencionales, el único inconveniente es que en la actualidad no se encuentra información sobre el tema de recubrimiento superficial por esta variante ya que la única información que existe es para la unión de metales disimiles así como para aluminio.

CAPÍTULO 4

CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado una recopilación de información acerca del recubrimiento superficial soldado por los procesos de arco GTAW y GMAW con la disminución del calor de entrada para aumentar las propiedades de desgaste en matrices y punzones. Se analizaron y se discutieron las características de los recubrimientos generados según la relación de la geometría, aspecto, así como en las propiedades mecánicas como lo son dureza y la resistencia al desgaste, obteniéndose las siguientes conclusiones:

- Se han obtenido algunos recubrimientos con buena adherencia, apariencia exterior, baja dilución, libres de grietas y porosidades. Los recubrimientos fueron aquellos con bajo calor de entrada.

- Con valores de calor de entrada bajos se puede evitar que haya menor dilución y que disminuya la resistencia en la soldadura, así como poder evitar que haya un engrosamiento de grano, segundas fases presentes y una ZAC grande.

- La microestructura de todos los recubrimientos generados por el proceso GTAW muestra una matriz dendrítica, conforme se aumenta el calor e entrada tiende a engrosar las dendritas y en las generadas con el

proceso GMAW podemos encontrar martensita así como carburos de tipo M_6C_3.

- La dureza de los recubrimientos es mucho mayor que el sustrato aumenta cuando hay valores de calor de entrada bajos. La resistencia al desgaste de las capas de aleación fueron mucho mayores que las del sustrato a menor carga.

- Los procesos convencionales GTAW y GMAW son métodos adecuados para reparación de matrices y punzones que se destaca por periodos cortos de reparación, mejor calidad de soldaduras resistentes al desgaste.

- Mediante este estudio se muestra que el proceso GMAW y GTAW son una técnica buena y económica para solucionar problemas de recuperación o mejora de propiedades en piezas de diversas geometrías y materiales, también se cree que las variantes del proceso GMAW (CMT y STT) pueden ser de gran utilidad para estas reparaciones ya que estos procesos cuentan con bajo aporte térmico y nos ayudaría a obtener una mejor microestructura y propiedades en nuestro material a reparar.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] ASM Metals Handbook. 2005. Properties and Selection Irons, Steels, and High Performance Alloys, Volume 1. p. 233 - 324

[2] Contreras JC. 2001. Rediseño de eslabones en el mecanismo de abrir y cerrar moldes de la maquina conformadora de envases de vidrio [Tesis]. [Monterrey (NL)]: Universidad Autónoma de Nuevo León. p. 22 – 27.

[3] Wegst C, Wegst M. 2007. Key to Steel, Stahlschlussel. 21st Ed. Alemania. p. 21 – 248.

[4] Philip DH. 1982. Engineering Properties of Steel, American Society for Metals. 9th Ed. Vol. 2. Ohio. p. 113 – 116.

[5] Chala JX, Molina ED. 2010. Análisis y selección de los procesos para recubrimientos duros en la recuperación de piezas industriales [Tesis] [Quito (Ecuador)]: Escuela Politécnica Nacional. p. 32 – 62.

[6] Cary B. 2004. Modern Welding Technologies. 6th Ed. New Jersey. Prentice Hall. p. 176-181.

[7] Soldadura.Org.Ar [Internet]. [Actualizado 2011 Marzo 22]. Buenos Aires (Argentina): Asociación Argentina de Soldadura. Disponible en: http://www.soldadura.org.ar/index.php?option=com_content&view=article&id=21:protecciontra-el-desgaste-hardfacing&catid=20:investigaci-desarrollo&Itemid=70

[8] Welding Handbook. 1998. Materials and Applications. American Welding Society. 8th Ed. Part 2. Vol. 4. p. 2 – 25.

[9] AWS Specification. 2005. Recommended Practices for Surfacing and Reconditioning of Industrial Mill Rolls. American Welding Society. 1st Ed. Miami (FL). p. 4 – 5.

[10] Kou S. 2003. Metallurgical Welding. John Wiley & Sons, Inc., Publication. 2nd Ed. New Jersey. p. 3 – 33.

[11] Welding Handbook. 2001. Welding Processes. American Welding Society. 8th. Vol. 2 Part. 1. Tomo 1. Cap. 3 and 4. p. 73 – 154.

[12] Hernández P. 2009. Efecto de los parámetros de soldadura en la penetración de uniones tipo traslape durante la fabricación de convertidores de torque por el proceso. [Monografía]. [Saltillo (Coah)]: Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. p. 20 – 35.

[13] Luddey J. 2008. Proceso de soldadura por transferencia en frio. Scientia et Technica. Vol. 14. Num. 38. Universidad Tecnológica de Pereira (Colombia). p. 427 – 430.

[14] Pal K. and Pal SK. 2010. Effect of Pulse Parameters on Weld Quality in Pulsed Gas Metal Arc Welding: A Review. Journal of Materials Engineering and Performance, ASM international. p. 1 – 14.

[15] Huisman MD. 1996. Flux and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires. Journal Svetsaren. 1 – 2. p. 6 - 14.

[16] Myers D. 2002. Metal-Cored Wires: Advantages and Disadvantages. Welding Journal. 81 (9). p. 39 - 42.

[17] Engineering Fundamentals (eFunda) [Internet]. [Actualizado 2011 Julio 15]. Sunnyvale (CA): eFunda, Inc; [Citado 2010 Noviembre 28]. Disponible en: http://www.efunda.com/processes/processes_home/process.cfm

[18] Ever Peak International [Internet]. [Actualizado 2009]. Hong Kong (Jap): EverPeak International Pte Ltd; [Citado 2010 Noviembre 30]. Disponible en: http://www.everpeakintl.com/Technical_Reports.php

[19] Murti VSR, Srinivas PD, Banadeki GHD, and Raju KS. 1993. Effect of Heat Input on the Metallurgical Properties of HSLA Steel in Multi-Pass MIG Welding. J. Mater. Process. Technol. 37(1–4): p. 723 – 729.

[20] Dyuti S, Mridha S and Shaha SK. 2010. Surface Modification of Mild Steel Using Tungsten Inert Gas Torch Surface Cladding. Department of Manufacturing and Materials Engineering. International Islamic University Malaysia. p. 815 – 822.

[21] Ulutan M, Yildirim M, Buytoz S and Çelik O. 2010. Microstructure and Wear Behavior of TIG Surface-Alloyed AISI 4140 Steel. Tribology Transactions. 54:1: p. 67 – 79.

[22] Palani PK and Murugan N. 2006. Development of Mathematical Models for Prediction of Weld Bead Geometry in Cladding by Flux Cored Arc Welding. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 30(7–8): p. 669–676.

[23] Zhang YM, Liguo E and Walcott BL. 2000. Robust Control of Pulsed Gas Metal ArcWelding. J. Dyn. Syst. Meas. Control. ASME. 124: p. 1 – 9.

[24] Palani PK and Murugan N. 2006. Selection of Parameters of Pulsed Current Gas Metal Arc Welding. J. Mater. Process. Technol. 172: p. 1 – 10.

[25] Amin M. 1983. Pulsed Current Parameters for Arc Stability and Controlled Metal Transfer in Arc Welding. Met. Construct. 15: p. 272 – 278.

[26] Rajasekaran S, Kulkarni SD, Mallya UD and Chaturvedi RC. 1998. Droplet Detachment and Plate Fusion Characteristics in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding. Weld. J. 77(6): p. 254s – 269s.

[27] Silva C, De Albuquerque V, Moura R, Willys M and Farias J. 2009. Evaluation of AISI 4140 Steel Repair without Post-Weld Heat Treatment. Journal of Materials Engineering and Performance. ASM International. 18: p. 324 – 331.

[28] Gualco A, Svoboda HG, Surian E, Vedia LA. 2008. Estudio del comportamiento al desgaste oxidativo de depósitos de soldadura martensíticos para recargue. Soldagem Insp. São Paulo. 13(3): p.237 – 244.

[29] Gualco A. 2005. Estudio de dilución en depósitos de soldadura para recargues duros. Asociación Brasileña de Soldadura. p. 1 – 12.

[30] Karadeniz E, Ozsarac U and Yildiz C. 2007. The Effect of Process Parameters on Penetration in Gas Metal Arc Welding Processes. Mater. Des. 28(2): p. 649 – 656.

[31] Powell G and Herfurth G. 1998. Charpy V-Notch Properties and Microstructures of Narrow Gap Ferritic Welds of a Quenched and Tempered Steel Plate. Metall. Mater. Trans. A. 29(11): p. 2775 – 2784.

[32] Muñiz E. 2006. Influencia de los parámetros de soldadura y su efecto en la calidad de un recipiente a presión para un calentador de agua fabricado por el

proceso GMAW. [Monografía]. [Saltillo (COA)]: Corporación Mexicana en Materiales S.A. p. 35 – 45.

[33] Ever Peak International [Internet]. [Actualizado 2009]. Hong Kong (Jap): EverPeak International Pte Ltd; [Citado 2010 Noviembre 30]. Disponible en: http://www.everpeakintl.com/Technical_Reports.php

[34] Kim I, Basu A and Siores E. 1996. Mathematical Models for Control of Weld Bead Penetration in the GMAW Process. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 12(6): p. 393 – 401.

[35] Allum CJ and Quintino J. 1985. Control of Fusion Characteristics in Pulsed Current MIG Welding. Meter. Construct. p. 242r – 245r.

[36] Nouri M, Abdollah-Zadehy A and Malek F. 2007. Effect of Welding Parameters on Dilution and Weld Bead Geometry in Cladding. J. Mater. Sci. Technol. 23(6): p. 817 – 822.

[37] Ghosh PK and Rai BK. 1996. Characteristics of Pulsed Current Bead on Plate Deposit in Flux Cored GMAW Process. ISIJ Int. 36(8): p. 1036 – 1045.

[38] Palani PK and Murugan N. 2007. Modeling and Simulation of Wire Feed Rate For Steady Current and Pulsed Current Gas Metal Arc Welding Using 317L Flux Cored Wire. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 34(11–12): p. 1111 – 1119.

[39] Ghosh PK, Gupta SR and Randhawa HS. 2000. Characteristics of a Pulsed-Current, Vertical-Up Gas Metal Arc Weld in Steel. Metall. Mater. Trans. A. 31A: p. 2247 – 2259.

[40] WU, W 2000. The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds. Scripta Materialia. 42: p.1071 - 1076.

[41] Leshchinskiy LK, Samotugin SS. 2001. Mechanical properties of plasma-hardened 5% chromium tool steel deposited by arc welding. Welding Research. 80: p. 25 - 30.

[42] Dobrzanski LA, Mazurkiewicz J and Hajduczek E. 2004. Effect of thermal treatment on structure of newly developed 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 hot-work tool Steel. Journal of Materials Processing Technology. 157-158: p. 472 - 484.

[43] Gural A, Bostan B and Ozdemir AT. 2007. Heat Treatment in Two Phase Region and its Effect on Microstructure and Mechanical Strength after Welding of Low Carbon Steel. Mater. Des. 28(3): p. 897 – 903.

Listado de Figuras

Número	Figura	Pág.
2.1	Ángulo de incidencia de partículas abrasivas	12
2.2	Desgaste de abrasión bajo esfuerzo	13
2.3	Desgate por Fricción	14
2.4	Desgaste por impacto	14
2.5	Dilución de metal de soldadura	18
2.6	Soldadura por proceso TIG (GTAW)	20
2.7	Soldadura por proceso MIG (GMAW)	21
2.8	Transferencia globular	22
2.9	Transferencia por spray	23
2.10	Transferencia de corto circuito	23
2.11	Transferencia por arco pulsado	24
2.12	Esquema del proceso de transferencia de metal en frío	25
2.13	Trayectorias producidas con polvo de 1.3 mg mm^{-2} con un calor de entra de 608 J mm^{-1}	28
2.14	Representación esquemática del proceso de recubrimiento superficial y la preparación de la muestra	30
2.15	Identificación de las regiones de soldadura y la localización de medidas de microdureza	34
2.16	Secuencia de deposición	35
2.17	Secuencia de soldadura	37
2.18	a) Probeta soldada, b) Corte transversal de la probeta soldada	38
2.19	Efecto del incremento de la corriente en la apariencia y formación del cordón soldados	40
2.20	Efecto del voltaje del arco en el cordón y formación del mismo	41
2.21	Efecto de la velocidad en la apariencia del cordón	42
2.22	Sección transversal de fusión del revestido de la mezcla de polvo de Ti y Al	44
2.23	Micrografías de muestras recubiertas	45
2.24	Micrografías de muestras recubiertas	46
2.25	Perfiles de dureza de las muestras recubiertas	48
2.26	Cinética de oxidación la capa revestida de Ti y Al y el metal base	49
2.27	Plint TE-53 Multi propulsor de prueba de fricción y de desgaste	50
2.28	Las pérdidas de peso de las muestras en función de la distancia a diferentes cargas	51
2.29	Esquema de una junta soldada a tope	53
2.30	Variación en los modos de solidificación a través de la zona de fusión	56
2.31	Diagrama de enfriamiento continúo de una soldadura en acero de bajo carbono	57
2.32	Mecanismo parcial de refinamiento de grano en acero al carbono	58
2.33	SEM en las regiones de la ZAC	60

2.34	Microestructura de la superficie de desgaste para diferentes temperaturas de tratamiento térmico	61
2.35	Espectro de difracción de rayos X (XRD) de las probetas con tratamiento térmico	62
2.36	Perfiles de pruebas de microdureza en muestras de acero AISI 4140	65
2.37	Extensión de la ZAC: (a) 5/5 kJ/cm sin PWHT, (b) 5/5 kJ/cm con PWHT, y (c) 15/5 kJ/cm sin PWHT [27]	66
2.38	Esquema de barrido de dureza superficial	68
2.39	a) y b) Tasa de desgaste y dureza en función de la temperatura de tratamiento térmico	68
2.40	Resultado de la prueba de muestras de impacto Charpy-V	70
2.41	Esquema de par de desgaste	71
2.42	Pérdida de peso en función de la distancia recorrida	72

Listado de Tablas

Número	Tabla	Pág.
2.1	Composición típica del acero baja aleación al cromo-molibdeno	7
2.2	Normas equivalentes del acero baja aleación cromo-molibdeno	8
2.3	Coeficiente promedio de expansión térmica para un acero AISI 4140	9
2.4	Resistividad eléctrica y conductividad térmica para un acero AISI 4140	9
2.5	Calor específico aparente para un acero AISI 4140	9
2.6	Temperaturas de tratamiento térmico para un acero AISI 4140	9
2.7	Puntos críticos aproximados para un acero AISI 4140	10
2.8	Dureza y maquinabilidad para un acero AISI 4140	10
2.9	Propiedades mecánicas para un acero AISI 4140	10
2.10	Procesos y materiales de recubrimiento superficial más comunes	19
2.11	Materiales más comunes usados en recubrimientos y su aplicación	29
2.12	Parámetros de proceso de recubrimiento por TIG	37
2.13	Composición química del metal base y aporte en % en peso	37
2.14	Parámetros de soldadura de acero 4140	38
2.15	Parámetros de recubrimiento de soldadura	39
2.16	Parámetros de soldadura para el relleno de unión semi-V	39
2.17	Parámetros de soldadura	41
2.18	Composición química (% en peso)	42
2.19	Condiciones de procesamiento y tamaño del charco de fusión	47